

DIPL.-ING. JOACHIM STERNKOPF

# Aluminium- Sinterwerkstoffe



SCHRIFTEN ZUR QUALIFIZIERUNG NR. 1

Best.-Nr. 7050

FORSCHUNGSZENTRUM DER LUFTFAHRTINDUSTRIE

---

Schriften zur Qualifizierung Nr. 1

Dipl.-Ing. Joachim Sternkopf

## **ALUMINIUM-SINTERWERKSTOFFE**

---

**Herstellung und Eigenschaften  
von Halbzeugen**

Aus dem Institut für Werkstoffe

Mit der Herausgabe beauftragt:

**ZENTRALSTELLE FÜR LITERATUR UND LEHRMITTEL**

---

Dresden 1961

Bestell-Nr. 7050

Als Manuskript gedruckt 1961

---

Nachdruck, Reproduktion und Nachbildung  
— auch auszugsweise —  
nur mit Genehmigung des Verfassers  
und der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel  
im Forschungszentrum der Luftfahrtindustrie  
Dresden N 2, Postschließfach 40

III-9-266 IG 16 361 288



## Inhaltsverzeichnis

1. Herstellung von Halbzeugen aus gesintertem Aluminium-Pulver	3
1.1. Pulvermetallurgische Grundlagen	3
1.2. Möglichkeiten der Verfestigung von Aluminium und Aluminium-Legierungen	7
1.3. Grundlagen der Dispersionsverfestigung	10
1.4. Einfluß von Menge, Art und Verteilungsform der dispersen Phase auf die Festigkeitseigenschaften daraus hergestellter Halbzeuge	12
1.5. Herstellung und Aufbereitung der Ausgangspulver für SAP-Halbzeuge	17
1.6. Verarbeitung der Pulver zum fertigen Halbzeug	20
1.7. Halbzeuge aus legiertem SAP	21
2. Lieferqualitäten und Lieferformen dispersionsverfestigter Aluminiumsinterwerkstoffe	23
3. Eigenschaften von SAP-Halbzeugen	26
3.1. Statische Eigenschaften	26
3.1.1. Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur	26
3.1.2. Zeitstandeigenschaften	31
3.2. Dauerschwingfestigkeit	33
3.3. Physikalische Eigenschaften	34
3.4. Technologische Eigenschaften	38
3.4.1. Spanlose Formung	38
3.4.2. Spanabhebende Formung	44
3.4.3. Verbindungsverfahren	46
3.4.4. Oberflächenbehandlung, einschließlich chemisches Abtragen	48
4. Einsatzmöglichkeiten von SAP-Halbzeugen	49
5. Schlußbetrachtungen	51
Begriffserklärungen für Fachworte	53
Literaturzusammenstellung	55



Die einwandfreie sintermetallurgische Herstellung von Aluminium-Halbzeugen wurde bis zum Jahre 1940 nach Arbeiten von Sauerwald [1] infolge der großen Affinität dieses Metalls zum Sauerstoff und der dadurch entstehenden Oxydschichten auf den einzelnen Pulverteilchen nicht für möglich gehalten. Erst durch Untersuchungen von Stern [2] im Jahre 1940 zum Warmfließpressen von feinpulvrigen Aluminium- und Magnesium-Legierungen wurde die bis dahin gültige Ansicht widerlegt, und der nützliche Einfluß des Oxydfilms auf die Festigkeit des Endprodukts begründet. Die Arbeiten in dieser Richtung wurden durch die beiden Schweizer Forscher Irmann und von Zeerleder fortgesetzt und führten zur Entwicklung des Werkstoffs SAP (Sinter-Aluminium-Pulver), der im Jahre 1946 durch die Aluminium-Industrie Aktiengesellschaft der Schweiz zum Patent angemeldet wurde. Kurze Zeit danach wurde durch die Aluminium Co. von Amerika der von dem amerikanischen Forscher Lyle entwickelte Aluminium-Sinterwerkstoff APMP (Aluminium Powder Metallurgie Product) zum Patent angemeldet.

Seit dieser Zeit sind zahlreiche Veröffentlichungen auf diesem Gebiete erschienen, die sich in den meisten Fällen jedoch nur mit Teilproblemen zum Thema auseinandersetzen. Für den interessierten Leser ist es dadurch schwierig, einen zusammenhängenden Überblick über die Herstellung, die Eigenschaften und die Einsatzmöglichkeiten dieser neuartigen Werkstoffgruppe zu erlangen. Dazu kommt weiter, daß die einschlägige Literatur in vielen Fällen nicht deutschsprachig und der sachliche Inhalt teilweise wirtschaftlichen Interessen untergeordnet ist.

In der vorliegenden Schrift wird deshalb versucht, die auf diesem Fachgebiet vorhandenen grundsätzlichen Arbeiten auszuwerten und einer vergleichenden Werkstoffbetrachtung, unter besonderer Berücksichtigung eines möglichen Einsatzes im Flugzeugbau, zuzuführen.

Da sich die hier behandelte Werkstoffgruppe in der Art ihrer Herstellung und dadurch bedingt auch in ihrem Gefügebau und in ihren Eigenschaften entscheidend von dem üblicherweise bekannten schmelzmetallurgisch hergestellten Rein-Aluminium und den Aluminium-Legierungen unterscheidet, ist es erforderlich, vor der Behandlung des eigentlichen Themas die Grundlagen der pulvermetallurgischen Herstellung und der für diese Werkstoffgruppe charakteristischen Dispersionsverfestigung zu behandeln.

Da weder für SAP noch für die übrigen dem SAP entsprechenden Werkstoffe vollständige Angaben über das den Verbrauchern interessierende Werkstoffverhalten bisher vorliegen, andererseits aber die Summe der Untersuchungsergebnisse diesen Nachteil weitgehend wieder ausgleicht, werden in dem Bemühen, einen möglichst vollständigen Überblick über diese Werkstoffgruppe und die damit erzielten Eigenschaftswerte zu geben, von Fall zu Fall Untersuchungsergebnisse der verschiedenen dieser Gruppe angehörigen Werkstoffe herangezogen.

Bei den angegebenen Kennwerten handelt es sich um typische Eigenschaftswerte, die allen Werkstoffen auf SAP-Basis gemeinsam sind.

Durch Unterschiede in der Herstellungstechnologie und der Ausgangspulver können geringfügige Abweichungen sowohl im positiven als auch im negativen Sinne von den angegebenen typischen Werten eintreten.



## 1. Herstellung von Halbzeugen aus gesintertem Aluminiumpulver

### 1.1. Pulvermetallurgische Grundlagen

Nach R. Kieffer und W. Hotop [3] versteht man unter Pulvermetallurgie die Herstellung von metallischen Formkörpern aus Pulvern von Metallen, Metalloiden und Metallverbindungen. Das Ziel der Pulvermetallurgie ist, diese Pulver durch einen als Sinterung bezeichneten Wärmebehandlungsprozeß in feste Körper zu überführen.

Man versteht hierbei unter Sinterung die Herstellung von Metallkörpern, ausgehend von Pulvern geeigneter Fraktion, die durch Druck so eng miteinander in Berührung gebracht werden, daß an einzelnen Stellen die Metallatome in ihren gegenseitigen Anziehungsbereich gelangen und Adhäsionskräfte wirksam werden. Je nach der Größe des aufgewendeten Kaltpreßdrucks werden hierbei bereits mehr oder weniger hohe Kaltfestigkeiten erzielt. Die weitere Verfestigung dieser so gewonnenen Kaltpreßlinge erfolgt durch eine Sinterung bei Temperaturen, die so hoch liegen, daß die Metallatome an der Oberfläche der Pulverteilchen Platzwechselreaktionen ausführen können. Nach [3] wird als Sintertemperatur bei Einstoffsystemen etwa  $2/3$  bis  $4/5$  der absoluten Schmelztemperatur des betreffenden Metalls gewählt. Bei Mehrstoffsystemen, die aus Komponenten mit unterschiedlichem Schmelzpunkt bestehen, wird gewöhnlich eine Sintertemperatur gewählt, die oberhalb des Schmelzpunkts der niedrigst schmelzenden Komponente liegt.

Während in der Frühzeit der Metallurgie aus dem Unvermögen heraus, die zum Schmelzen der Metalle erforderlichen Temperaturen erzeugen zu können, der Sintervorgang die einzige Möglichkeit zur Herstellung metallischer Waffen, Werkzeuge und Schmuckstücke darstellte, ist die moderne Pulvermetallurgie vor allem durch zwei Entwicklungsrichtungen gekennzeichnet.

Die eine Entwicklungsrichtung beschäftigt sich mit der Herstellung von hochschmelzenden Metallen (wie z.B. Wolfram  $T_s = 3380^\circ\text{C}$ , Molybdän  $T_s = 2622^\circ\text{C}$ , Tantal  $T_s = 3030^\circ\text{C}$ , Niob  $T_s = 1950^\circ\text{C}$ ), von gesinterten Hartmetallen



und Hartstofflegierungen, von porösen Lagern, Metallfiltern, Diaphragmen, von Pseudolegierungen usw.

Die zweite Entwicklungsrichtung führt dagegen zur wirtschaftlichen Fertigung von Massenartikeln kleiner Abmessung mit hoher Maßgenauigkeit aus Bronze-, Messing-, Eisen- und Stahlpulvern, insbesondere für die Maschinen- und Automobilindustrie.

Im Hinblick auf die folgende Behandlung von Halbzeugen aus gesintertem Aluminium-Pulver sollen noch einige weitere technisch sehr interessante Möglichkeiten der Pulvermetallurgie genannt werden.

Während bei den gegossenen Metallkörpern die Zusammensetzung der Kristalle durch die bei der Erstarrung herrschenden Gleichgewichtsbedingungen bzw. durch die Umwandlungstemperatur weitgehend beeinflusst wird, läßt sich beim synthetischen Metallkörper die Sintertemperatur so niedrig halten, daß die verwendeten Metallpulver untereinander und mit dem umgebenden Medium (Gasphase) nicht oder nur teilweise in Reaktion treten können.

Es lassen sich somit keramische Metallkörper anfertigen, die - was den Dispersitätsgrad wie die chemischen Eigenschaften anbelangt - nach den üblichen Verfahren der Schmelzmetallurgie nicht herstellbar sind. Die synthetische Methode empfiehlt sich daher unter anderem, wenn im flüssigen Zustande ineinander nicht lösliche Komponenten vorliegen, oder wenn die Schmelzpunkte an sich löslicher Komponenten sehr hoch liegen, oder wenn es sich um fein verteilte Einschlüsse einer intermetallischen Verbindung in einer anderen Kristallart handelt.

Das gleiche gilt von nichtmetallischen Beimengungen. Man hat es bei synthetischen Körpern in der Hand, solche Beimengungen zur Herbeiführung bestimmter Eigenschaften, z.B. bestimmter Rekristallisationsbedingungen in fast beliebiger Menge und Verteilung einzuführen, während es bei der Herstellung gegossener Metallkörper nicht möglich ist, solche Substanzen in genügend gleichmäßiger Verteilung

in die Schmelze zu bringen bzw. zwischen den Kristalliten zu verteilen [4] .

Von Skaupy [4] werden folgende wesentlichsten Vorteile des pulvermetallurgischen Herstellungsverfahrens genannt:

- a) Einhaltung einer genauen chemischen Zusammensetzung der Enderzeugnisse bzw. die Möglichkeit der Einbringung bestimmter wesentlicher Bestandteile.
- b) Ausschluß von Verunreinigungen, da als Ausgangsmaterial reine Pulver verwendet werden können. Keine Gefahr der Aufnahme von Verunreinigungen aus dem Tiegelmaterial und von Sublimaten durch die niedrige Sintertemperatur.
- c) hohe Abmessungsgenauigkeit der Fertigteile. Es besteht die Möglichkeit einer Anpassung an das Fertigmaß durch nachfolgendes Kalibrieren bzw. Prägen der gesinterten Teile.
- d) hohe Wirtschaftlichkeit bei der Fertigung von Massenteilen, da keine Zerspanung der Fertigteile mehr erforderlich ist.
- e) Arbeiten mit Schutzgasatmosphäre bei der Sinterung von oxydierenden Werkstoffen.

Diesen Vorteilen stehen eine Anzahl Nachteile gegenüber [4], die die Anwendung des pulvermetallurgischen Verfahrens beim heutigen Stand der Technik einschränken. Hierzu seien folgende Beispiele angeführt:

- a) Forderung nach hohen Preßdrücken, besonders dann, wenn Körper größerer Abmessung hergestellt werden sollen.
- b) ungleichmäßige Druckfortpflanzung im Metallpulver beim Pressen. Dadurch stellen sich unterschiedliche Preßdichten ein, die die Eigenschaften des Enderzeugnisses verschlechtern.
- c) Notwendigkeit großer Pulvervolumen im Vergleich zum fertigen Preßkörper. Es ist allgemein ein Verdichtungsverhältnis von 3 : 1 üblich. Daraus ergeben sich große Preßformen, die die Möglichkeit bieten müssen, die im Pulver vorhandene Luft beim Preßvorgang entweichen zu lassen.



- d) Schwierigkeit, komplizierte Formteile herzustellen.
- e) oftmals schwierige und meist teure Herstellung der Pulver, Kontrolle der richtigen Korngrößenverteilung und schwierige Lagerhaltung, bei der besonders die Vermeidung einer Oxydation im Vordergrund steht.

Zum Abschluß der allgemeinen Betrachtungen zur Pulvermetallurgie soll noch untersucht werden, auf welche Art die erforderlichen Ausgangspulver hergestellt werden und welche besonderen Gründe eine Verwendung von Aluminium-Pulvern zur Herstellung von Preßteilen im technischen Maßstab bis zur Entdeckung des SAP's im Jahre 1946 verhinderten.

Je nach der Eigenart der Ausgangswerkstoffe werden verschiedenartige Verfahren zur Herstellung geeigneter Ausgangspulver angewendet.

Als wichtigstes Verfahren sei hier zunächst die chemische Herstellung der Pulver erwähnt. Dieses Verfahren gestattet, von pulverförmigen Verbindungen, meist Oxyden, des betreffenden Metalls auszugehen und diese im Wasserstoffstrom zu reduzieren. Nach dieser Methode werden besonders die Oxyde der meisten Schwermetalle, z.B. Kupfer, Eisen, Nickel, Kobalt, Wolfram und Molybdän, aufgearbeitet. Werden als Reduktionsmittel statt Wasserstoff Alkalimetalle, Erdalkalimetalle oder Erdmetalle genommen, dann lassen sich nach diesem Verfahren auch die schwer reduzierbaren Oxyde von Tantal, Thorium und Zirkon verarbeiten.

Eine weitere Methode zur Herstellung von Metallpulvern ist die elektrolytische Abscheidung, die aus wäßrigen Lösungen, vor allem für leicht reduzierbare Metalle, wie z.B. Kupfer, verbreitete Anwendung gefunden hat.

Die Herstellung von Metallpulvern durch mechanische Zerkleinerung, für die Stampfwerke, Kugel-, Schwing-, Wirbel- und Schlägermühlen verwendet werden und der Hinweis, daß man ebenfalls geeignete Metallpulver durch mechanische Zer-



s t ä u b u n g aus dem flüssigen Zustand erhalten kann, sollen die Betrachtungen über die Herstellung geeigneter Metallpulver abschließen.

Da Aluminium entsprechend seiner Stellung im Periodensystem nahe den Erdalkalimetallen eine sehr große Affinität zum Sauerstoff aufweist, die technisch in dem von H. Goldschmidt entwickelten sogenannten aluminothermischen Verfahren zur Reduktion von Eisenoxyd und anderer schwer reduzierbarer Oxyde von Cr, Mn, Si und Ti Verwendung findet, wird es leicht verständlich, daß sich bei den Versuchen, oxydfreies Aluminium-Pulver herzustellen, große Schwierigkeiten ergaben. Ist selbst eine solche Herstellung unter reduzierenden Bedingungen, die durch eine Schutzgasatmosphäre geschaffen werden können, kaum möglich, so besteht gar keine Möglichkeit, metallisch blankes Aluminium-Pulver in sauerstoffhaltiger Atmosphäre vor Oxydation zu schützen. Die Herstellung eines lagerfähigen Pulvers ist damit praktisch nicht möglich. Nach den klassischen Ansichten der Pulvermetallurgie war jedoch metallisch reines Ausgangspulver zur Herstellung einwandfreier Fertigteile unbedingt erforderlich. Aus der Praxis der Aluminiumverarbeitung ist ja auch der nachteilige Einfluß von Einschlüssen aus Aluminiumoxyd, wie sie beim Schweißen und Löten auftreten könnten, hinreichend bekannt.

Erschwerend kommt weiter hinzu, daß Aluminiumpulver, vor allem in feiner Verteilungsform, stark pyrophore Eigenschaften besitzt und zu Selbstentzündung und explosiver Verbrennung neigt. Diese Gründe waren bestimmend dafür, daß Aluminium lange Zeit als besonders sinterträges Metall galt, das sich für die pulvermetallurgischen Verarbeitungsmethoden nur schlecht eignet.

## **1.2. Möglichkeiten der Verfestigung von Aluminium und Aluminium-Legierungen**

Der Einsatz von Aluminium und Aluminium-Legierungen ist im Flugzeugbau bereits zur Selbstverständlichkeit geworden. Maßgebend sind hierfür vor allem die dem Aluminium

und seinen Legierungen eigene niedrige Dichte von ungefähr  $2,7 \text{ kg/dm}^3$  bei Festigkeitswerten, die denjenigen von Stahl nahe kommen. Eine natürliche Grenze wird jedoch dem Einsatz von Aluminium-Legierungen dadurch gesetzt, daß sich diese Festigkeiten nur in einem Temperaturbereich erzielen lassen, der bis etwa zu Ende des 2. Weltkriegs nicht wesentlich über  $180^\circ\text{C}$  erhöht werden konnte. Für alle Einsatzgebiete über diesem Temperaturbereich mußten Stähle vorgesehen werden, die jedoch wegen ihrer fast dreimal höheren Dichte ein wesentlich größeres Stückgewicht ergaben.

In den Forschungsinstituten der flugzeugbauenden Länder wurde deshalb an der Aufgabe gearbeitet, die ausnutzbare brauchbare Festigkeit\*) der Aluminium-Legierungen zu höheren Arbeitstemperaturen hin zu verschieben. Grundsätzlich kann dies durch die Methoden der Kaltverfestigung, der Mischkristallbildung und der Dispersionshärtung erreicht werden. Diese drei Verfahren, die zu einer Verfestigung der Aluminium-Legierungen führen, sollen daraufhin untersucht werden, welches die meisten Aussichten bietet, die erzielten Festigkeitswerte gleichzeitig zu höheren Temperaturen hin zu stabilisieren.

#### a) K a l t v e r f e s t i g u n g

Die Kaltverfestigung entsteht durch plastische Deformation des Raumgitters unterhalb einer für jedes Metall charakteristischen Temperatur, bei der die eingetretene Verfestigung noch erhalten bleibt. Die hierbei auftretenden Versetzungen bewirken eine mechanische Verspannung, was einer Gleitbehinderung gleichkommt und wodurch Festigkeit und Härte bei gleichzeitiger Verringerung der Dehnung erhöht werden. Durch Erwärmung auf Temperaturen von  $100$  bis  $200^\circ\text{C}$  werden diese Versetzungen jedoch infolge von Kristallerholung und Rekristallisation wieder aufgelöst, so daß der Verfestigungseffekt verloren geht.

\*) Unter der ausnutzbaren brauchbaren Festigkeit soll eine für technische Konstruktionen noch verwertbare Zeitstandfestigkeit verstanden werden.



## b) Mischkristallverfestigung

Die Verfestigung durch Mischkristallbildung, die auch chemische Verfestigung genannt wird, beruht auf der Einlagerung von Fremdatomen bzw. einer Anhäufung von Fremdzusätzen an den Korngrenzen. Nach Osipow handelt es sich hierbei um eine Wechselwirkung zwischen den durch die Mischkristallbildung bewirkten Spannungen und den Versetzungsspannungen, d.h., es wird die Ausbildung von Gleitebenen und die Wanderung von Versetzungen erschwert oder verhindert und damit der Gleitwiderstand erhöht. Die hiermit erzielte Verfestigung ist bei erhöhten Temperaturen jedoch nicht besonders wirksam, da die erzielte Festigkeit nur verhältnismäßig gering ist.

## c) Dispersionsverfestigung

Für den Begriff der Dispersionsverfestigung gibt es im einschlägigen Fachschrifttum noch keine eindeutige Definition. Es wird hierunter sowohl nur die Verfestigung durch in der Matrix mehr oder weniger unlösliche Phasen als auch die durch Niederschlags- oder Ausscheidungshärtung hervorgerufene Verfestigung verstanden. Grundsätzlich gilt jedoch, daß der Verfestigungsmechanismus durch eine in feindisperser Form vorliegende zweite Phase hervorgerufen wird. Hierbei wird immer dann mit einer Festigkeitsminderung zu rechnen sein, wenn die dispers Phase

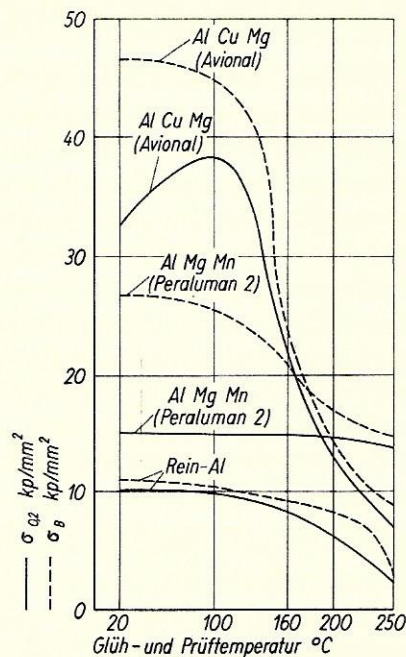


Bild 1.1 Einfluß einjähriger Erwärmung auf AlCuMg- bzw. AlMgMn-Legierungen und Rein-Aluminium bei 20 bis 250 °C [5]



bei Raumtemperatur bzw. bei erhöhten Temperaturen in der Matrix löslich ist. Für die Herstellung thermisch stabiler Aluminium-Legierungen ist es daher erforderlich, Dispersionen zu verwenden, die bei erhöhten Temperaturen wenig oder gar nicht in der Matrix löslich sind.

Im Bild 1.1 (Seite 9) ist der Einfluß einer einjährigen Erwärmung auf 20 bis 250 °C auf die Festigkeitseigenschaften kalt- und warmverfestigter Aluminium-Legierungen sowie auf kalt verfestigtes Rein-Aluminium dargestellt. Die aus der Abbildung ersichtliche Abnahme von Zugfestigkeit und Streckgrenze bei Temperaturen über 100 °C bestätigt die bereits o.a. Tatsache, daß ausgehärtete und kaltverfestigte Aluminium-Legierungen nicht längere Zeit einer von der jeweiligen Legierung abhängigen erhöhten Temperatur ausgesetzt werden dürfen, ohne daß hierdurch die Festigkeitseigenschaften verloren gehen.

### 1.3. Grundlagen der Dispersionsverfestigung

Der Verfestigungsmechanismus der in 1.2 beschriebenen verschiedenen Formen der Dispersionsverfestigung wird durch eine zusammenhängende Verspannung der Matrix durch die dispersen Teilchen hervorgerufen. Dabei besteht der grundsätzliche Unterschied zwischen den verschiedenen Systemen in der Natur der dispersen Phase. Im Falle der Niederschlags- oder Ausscheidungshärtung kann der Verfestigungseffekt durch Überalterung wieder rückläufig gemacht werden, da die disperse Phase bei erhöhten Temperaturen eine höhere Löslichkeit als bei Raumtemperatur besitzt. In all jenen Fällen dagegen, in denen die disperse Phase in der Lösung unlöslich ist, bleibt die verfestigende Wirkung auch nach langandauernder Wärmebehandlung erhalten.

Zum Beispiel ist Aluminiumoxyd bis zu Temperaturen, die dem Schmelzpunkt von Aluminium entsprechen, in der Aluminium-Matrix unlöslich, so daß in einem solchen System keine Auflösungseffekte, wie sie bei Überalterung zu verzeichnen sind, auftreten. G. Goetzel [2] führt hierzu weiter aus, daß dagegen in anderen Systemen, in denen Lös-

lichkeitsunterschiede zwischen der dispersen Phase und der Matrix vorhanden sind, oder dort, wo Diffusionsprozesse überwiegen, die die Sinterung bzw. Vereinigung der Pulver bei erhöhten Temperaturen verursachen, dieser günstige Umstand ganz oder teilweise verloren geht.

Als grundsätzliche Eigenschaften sind von einer dispersen Phase chemische Stabilität, Widerstandsfähigkeit und hohe Härte zu fordern. Darüber hinaus gibt es jedoch eine Reihe weiterer Faktoren, die für die einwandfreie Funktion des Mechanismus der Dispersionsverfestigung erforderlich sind. Von diesen sind insbesondere die Größe und die Verteilung der harten Teilchen von wesentlichem Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften der Werkstoffe. Es sind weiter zu nennen die Duktilität der Matrix, die Verbindungsfestigkeit und Benetzbarkeit zwischen den einzelnen Phasen, die Form der harten Teilchen und ihr möglicher Einfluß auf die Verteilung von Verwerfungen in der Matrix sowie die Hemmung der Rekristallisation und des Kornwachstums durch die Behinderung der dispersen harten Phase und das Vorhandensein einer großen Menge von aufgespeicherter Energie in denjenigen Halbzeugen, die disperse Teilchen enthalten.

Im Hinblick auf die hier zu behandelnden Werkstoffe aus gesintertem Aluminium-Pulver soll bei allen weiteren Betrachtungen unter dem Begriff der Dispersionsverfestigung ausschließlich eine Verfestigung mit in der Aluminium-Matrix unlöslicher harter Phase verstanden werden.

Die an eine disperse Phase gestellten grundsätzlichen Ansprüche hinsichtlich einer geringen Löslichkeit in der Matrix, einer geringen Diffusionsgeschwindigkeit zur Vermeidung von Grobkornbildung und Rekristallisation sowie eine möglichst hohe Solidustemperatur treffen außer für Aluminiumoxyd auch für eine Anzahl von intermetallischen Phasen zu. So wird zum Beispiel von Towner [6] berichtet, daß  $\text{FeAl}_3$  und  $\text{CrAl}_7$  wirksame Dispersoids für grob verdünte Aluminium-Pulver darstellen, die im Strangpreßverfahren anschließend zu Halbzeugen verarbeitet werden.



#### 1.4. Einfluß von Menge, Art und Verteilungsform der dispersen Phase auf die Festigkeitseigenschaften daraus hergestellter Halbzeuge

Die Verfestigung von Systemen aus zwei oder mehr Phasen, die durch Ausscheidungsreaktion, Zerfall einer Phase, durch innere Oxydation sowie durch mechanisches Mischen erzeugt werden, wird durch feinstverteilte harte Einschlüsse hervorgerufen. Hierbei wird von J. Grant und O. Preston [7] die Änderung der Löslichkeit im festen Zustand mit der Temperatur, wie sie für ausscheidungshärtende Legierungen charakteristisch ist, als wirkungsvollstes Mittel zur Erzielung der günstigsten Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur und wenig erhöhten Temperaturen bezeichnet. Die verfestigende Wirkung ist hierbei auf die Verhinderung der plastischen Deformation durch die im Korninneren ausgeschiedenen harten Teilchen zurückzuführen. Die ausscheidungshärtenden Legierungen unterliegen jedoch bei zunehmender Temperatur in Abhängigkeit der Zeit der Überalterung, der Agglomeration und der Rekristallisation. Bei erhöhten Temperaturen, bei denen die gewöhnliche Form der plastischen Deformation durch Gleiten immer mehr durch die

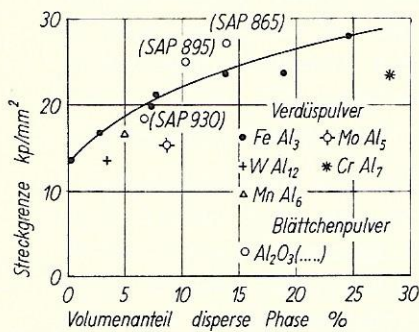


Bild 1.2 Streckgrenze bei Raumtemperatur von stranggepreßten Stäben aus verschiedenartigen Aluminium-Pulverwerkstoffen in Abhängigkeit vom Volumenanteil der dispersen Phase [6]

wirksame Rolle der Korngrenzen abgelöst wird, muß der Einfluß der dispersen Phase vor allem auch im Hinblick auf die Verfestigung und Blockierung der Korngrenzen betrachtet werden. Hierbei üben Menge, Art und Verteilungsform der dispersen Phase einen großen Einfluß auf die Festigkeitseigenschaften der Halbzeuge aus. Die Methoden der Pulvermetallurgie bieten, wie in Abschnitt 1.1 bereits



ausgeführt wurde, die günstigsten Voraussetzungen, derartig stabile in der Matrix unlösliche Phasen in der erforderlichen Verteilung und Teilchengröße einzubringen.

Nach Angaben von J. Townner [6], siehe hierzu Bild 1.2, eignen sich besonders Aluminiumoxyd und die intermetallischen Phasen  $\text{FeAl}_3$  und  $\text{FeCr}_7$  zur Erzielung hoher Raumtemperaturfestigkeiten. Von den in Bild 1.2 aufgeführten dispersen Phasen soll insbesondere das Aluminiumoxyd auf seine Wirksamkeit zur Verfestigung von Aluminium-Halbzeugen untersucht werden, da für alle Werkstoffe vom SAP-Typ Aluminiumoxyd als Dispersoid Verwendung findet.

Irmann und von Zeerleder [8, 9], die die SAP-Werkstoffe als erste entdeckten, wiesen darauf hin, daß die mechanischen Eigenschaften der stranggepreßten Halbzeuge aus SAP eine Funktion des Oxydgehalts der Pulver und damit auch der daraus hergestellten Halbzeuge darstellen. Wie aus Bild 1.3 entnommen werden kann, erhöhen

sich Brinellhärte, Zugfestigkeit und Streckgrenze mit steigendem Oxydgehalt und größerer Feinheit der Pulver, während die Dehnung abnimmt. Zum Vergleich sind die Festigkeiten von gepreßtem Rein-Aluminium mit 0 % Oxydgehalt im Bild 1.3 mit angegeben. In die Kurve der Zugfestigkeit ist ferner die Festigkeit von ausgehärtetem  $\text{AlMgSi}$  (LW 3355) und  $\text{AlCuMg}$  (LW 3125) mit eingetragen. Während sich jedoch die Festigkeitseigenschaften von gesinterten SAP-Halbzeugen auch nach langzeitiger Erwär-

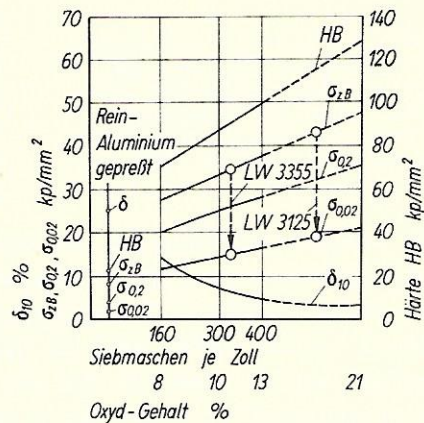


Bild 1.3 Einfluß des Oxydgehalts und der Feinheit der Pulver auf die mechanischen Eigenschaften des Sinterwerkstoffs bei Raumtemperatur [8]

mung auf über 400 °C nur wenig ändern, geht der Aushärtungseffekt der Legierungen verloren und die Festigkeit

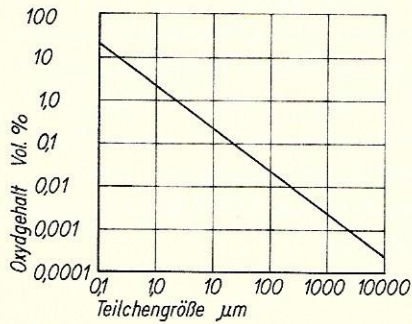


Bild 1.4 Lineare Abhängigkeit zwischen dem Oxydgehalt und der Größe der Pulverteilchen bei Ausgangspulvern für die Herstellung von SAP-Halbzeugen [10]

sinkt bis auf diejenige des weichen Materials ab. Durch Irmann wird in diesem Zusammenhang weiter darauf hingewiesen, daß es unter der Annahme, daß jedes Pulverteilchen allseitig mit einer Aluminiumoxydhülle von 0,01  $\mu\text{m}$  umgeben ist, eine lineare Abhängigkeit zwischen dem Oxydgehalt und der Größe der Pulverteilchen gibt, wenn die Verhältnisse im doppelt logarithmischen System wie in Bild 1.4 dargestellt werden.

Eine Verschlechterung der Eigenschaften wird sich immer dann ergeben, wenn gröbere Pulver mit einem dickeren Oxydfilm statt feinere Pulver mit gleichem Oxydgehalt Verwendung finden. Dabei soll an dieser Stelle der Hinweis zugefügt werden, daß die für SAP bemerkenswerten Festigkeitseigenschaften nicht mit einer Pulvermischung aus Aluminiumpulver und Aluminium-Oxydpulver erzielt werden können, sondern nur mit Pulvern, deren Oxydfilm sich durch Oxydation von reinem Aluminiumpulver während des Herstellungsprozesses auf der Oberfläche der Pulver gebildet hat.

Leyle [11], der bei der Aluminium Co. von Amerika eine dem SAP entsprechende Werkstoffgruppe entwickelte, die APMP (Aluminium Powder Metallurgy Product) genannt wurde, ergänzt die von Irmann aufgezeigten Untersuchungsergebnisse durch die Ermittlung der Abhängigkeit der mechanischen Eigenschaften bei erhöhten Temperaturen vom Oxydgehalt. Er fand, daß mit anwachsendem Oxydgehalt bis zu einer Temperatur von ungefähr 316 °C die Zugfestigkeit und die Dehnung in gleicher Weise wie bei Raumtemperatur



abnimmt. Nach Untersuchungen von Lenel, Backensto und Rose [12] ist jedoch der bei erhöhten Temperaturen auftretende Streubereich größer als derjenige bei Raumtemperatur. Gregory und Grant [13, 14] berichten von Untersuchungsergebnissen an handelsüblichem SAP und verschiedenen Sorten APMP, daß sich bei anwachsendem Oxydgehalt die Kriechfestigkeit und Zeitstandfestigkeit ebenfalls grundsätzlich erhöhen.

Seit der Entdeckung der SAP-Halbzeuge hat es nicht an Untersuchungen gefehlt, den Mechanismus, der für die Erzielung der hohen Raumtemperaturfestigkeit und vor allem für die außergewöhnliche Festigkeit bei erhöhten Temperaturen verantwortlich ist, zu erklären. Aus der Reihe der vorliegenden Untersuchungsergebnisse soll an dieser Stelle lediglich auf eine von Rohner [15] entwickelte Theorie der Dispersionsverfestigung verwiesen werden, wie sie auch von Irrmann und von Zeerleder zur Deutung herangezogen wird. Danach hängt die Elastizitätsgrenze  $S$  der Dispersion von den mittleren Weglängen  $L$  zwischen den dispersen Teilchen entsprechend der Gleichung

$$S = \frac{2 E \cdot a}{L}$$

ab. In der Gleichung kennzeichnet  $E$  den Elastizitätsmodul und  $a$  den kleinsten Teilchenabstand zwischen den dispersen harten Einschlüssen. Irrmann, von Zeerleder und Rohner setzen hierbei voraus, daß der Abstand  $L$  angenähert dem Abstand zwischen den Oxydhäuten der Blättchenpulver bzw., was das gleiche bedeutet, der Blättchendicke, entspricht. Der von den drei letztgenannten Forschern lichtmikroskopisch ermittelte Abstand zwischen den einzelnen Pulverblättchen wurde mit ungefähr 0,3 bis 0,5  $\mu\text{m}$  angegeben. Die Dicke der Oxydhülle liegt hierbei nach Angaben von W. M. Doyle [10] in der Größenordnung von 0,03 bis 0,3  $\mu\text{m}$ . Die Angaben werden von C. G. Goetzel [2] dahingehend ergänzt, daß ein ausgeprägter Verfestigungseffekt nur zu erwarten ist, wenn der durchschnittliche Teilchenabstand  $\approx 1 \mu\text{m}$  ist

und vorzugsweise in der Größenordnung von 0,2 bis 0,5  $\mu\text{m}$  liegt.

Die von Irmann und von Zeerleder aufgestellte Aussage, wonach die Festigkeitseigenschaften eine Funktion des Oxydgehalts sind, ist auf Grund von Untersuchungsergebnissen von Lenel, Backensto und Rose [12] dahingehend zu ergänzen, daß nicht der Oxydgehalt, sondern der Teilchenabstand der harten Einschlüsse und damit gleichzeitig die Verteilung der Oxydteilchen ausschlaggebend für die erreichbaren Eigenschaftswerte sind. Die letztgenannten Forscher benutzten für ihre Untersuchungen Pulver unterschiedlicher Teilchendicke, aber gleichen Oxydgehalts. Dabei wurden mit größer werdender Teilchendicke bei den aus den Pulvern hergestellten Halbzeugen trotz gleichen Oxydgehalts niedrigere Festigkeitswerte gefunden.

Diese zunächst zu der von Irmann getroffenen Festlegung im Widerspruch stehenden Ergebnisse haben in erster Linie theoretischen Wert, da normalerweise bei der praktischen Herstellung der Pulver ein höherer Oxydgehalt gleichbedeutend mit einer kleineren Blättchendicke und damit auch einem geringerem Abstand der Oxydteilchen ist.

Zur Charakterisierung der Verteilung der harten Aluminiumoxyd-Einschlüsse in der Matrix sind in den Bildern 1.5 und 1.6 (Bildanhang) je eine lichtmikroskopische und eine elektronenmikroskopische Gefügebildaufnahme von SAP gezeigt.

Bei einer 200fachen Vergrößerung zeigen sich, siehe Bild 1.5, keine wesentlichen mikrostrukturellen Eigenschaften. Die Vergrößerung ist nicht ausreichend, um Einzelheiten des Gefüges erkennen zu lassen, wenngleich es möglich ist, aus der Verteilung von dunklen und hellen Stellen im Gefüge auf die Oxydverteilung gewisse Rückschlüsse zu ziehen, und im Querschnitt von tiefgeätzten Längsproben Fließlinien beobachtet werden können.

Dagegen lassen sich auf dem elektronenmikroskopischen Bild 1.6, das eine Vergrößerung  $V = 4000$ fach aufweist, deutlich über die gesamte Oberfläche verteilte teils blättchenförmige, teils sphärische Aluminiumoxydteilchen



erkennen, deren Größe und Abstand durch die Feinheit und Dicke der Blättchen bestimmt wird.

Wie winzig klein die Pulverteilchen in SAP-Halbzeugen gegenüber den in aushärtbaren Knetlegierungen üblichen Korngrößen sind, wird aus Bild 1.7 (Bildanhang) ersichtlich, daß das Gefüge einer ausgehärteten AlCuMg-Legierung (LW 3115) darstellt.

Während es in Bild 1.5 nicht möglich ist, bei der gewählten Vergrößerung einzelne Körner zu erkennen, wurde für das in Bild 1.7 stark umrandete Einzelkorn mittlerer Korngröße eine Größe von etwa  $9100 \mu\text{m}^2$  gemessen.

#### **1.5. Herstellung und Aufbereitung der Ausgangspulver für SAP-Halbzeuge**

Die voranstehenden Darstellungen haben gezeigt, daß dem Ausgangspulver einschließlich der Verteilung der dispersen Phase im Hinblick auf die Eigenschaften der daraus hergestellten Halbzeuge eine große Bedeutung beizumessen ist. Nunmehr soll die Pulverherstellung im einzelnen betrachtet werden.

Als Ausgangsmaterial findet Rein-Aluminium der Qualität 99,5 Verwendung. Dieser Werkstoff enthält außer geringfügigen Verunreinigungen keine weiteren Legierungsbestandteile. Nach dem schweizer Herstellungsverfahren wird das Ausgangsmaterial in einer besonderen Gießvorrichtung zu Streifen von 100 bis 150 mm Länge, 10 bis 20 mm Breite und einer Dicke von 0,1 bis 0,2 mm gegossen. Diese werden anschließend in Stempferwerken unter Zusatz von pulverisierter Stearinsäure zu groben Blättchenpulver weiterverarbeitet.

Eine andere Methode besteht darin, die flüssige Aluminiumschmelze nach dem Druckverdüungsverfahren zunächst zu sogenannten Verdüspulver zu verarbeiten. Die Metallschmelze wird hierbei, s. auch Bild 1.8 (Seite 18), aus der Gießpfanne in einen trichterförmigen Zwischenbehälter der Verdüsanlage gefüllt. Von hier tritt die flüssige Schmelze durch eine am Boden des Behälters angebrachte Düse in dün-

nem Strahl aus und wird von der aus einer Ringdüse mit einem Überdruck von 2 bis 8 at austretenden Luft erfaßt,

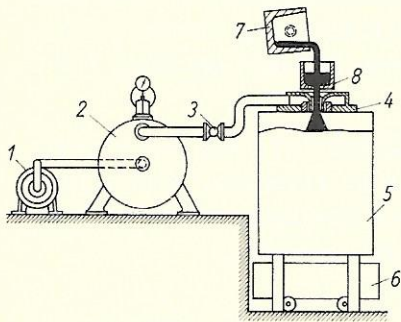


Bild 1.8 Schematische Darstellung einer Druckverdüngungsanlage zur Herstellung von Aluminiumpulver [3]

- |                        |              |
|------------------------|--------------|
| 1 Kompressor           | 2 Windkessel |
| 3 Regelventil          | 4 Ringdüse   |
| 5 Zerstäubungsbehälter |              |
| 6 Wasserbecken         | 7 Pfanne     |
| 8 Zwischentrichter     |              |

zu feinen Teilchen zerstäubt und in Wasser oder Luft aufgefangen. Durch Änderung der Gießtemperatur, des Düsenquerschnitts und des Luftdrucks kann hierbei die Kornverteilung des verdüsten Pulvers weitgehend beeinflusst werden. Aus Bild 1.9 (Bildanhang) läßt sich die spratziige Ausbildungsform solchen Verdüspulvers gut erkennen.

Im Hinblick auf die spätere Weiterverarbeitung ist ein Pulver mit möglichst geringem Oxydgehalt anzustreben. Die sich hierbei

ergebenden Korngrößen liegen im Mittel zwischen 0,06 bis 0,40 mm mit geringen darüber und darunter liegenden Anteilen. In Schwingsieben oder Sichtern werden die Fraktionen von 0,06 bis 0,30 mm für die weitere Verarbeitung aussortiert.

Die abgesiebten Anteile des Verdüspulvers bzw. die in Stampfwerken hergestellten groben Blättchenpulver werden anschließend in Kugel-Schwingmühlen nach Bild 1.10 (Bildanhang) weiter zerkleinert. Hierbei wird das Anschweißen der Aluminium-Teilchen am Mühlenbehälter und an den für die Zerkleinerung erforderlichen Stahlkugeln sowie das Verschweißen der Pulverteilchen untereinander durch eine Zugabe von Stearinsäure vermieden. Um eine gesteuerte Oxydation der Pulverteilchen beim Mahlprozeß zu erreichen, andererseits aber eine zu heftige Oxydation, die zu Bränden und Explosionen Anlaß geben kann, zu vermeiden, findet der Mahlvorgang unter einer Schutzgasatmosphäre



statt. Es ist üblich, hierfür ein Gasgemisch, bestehend aus 90 Prozent Stickstoff und 10 Prozent Luft oder Sauerstoff, zu verwenden. Es ist ebenso möglich, im Vakuum mit periodischer Belüftung der Mahltrommel zu arbeiten. Der erzielte Oxydgehalt des Pulvers ist im wesentlichen eine Funktion der Mahldauer. In der Literatur wird ein Oxydgehalt des Aluminiumpulvers zwischen 6 und 15 Prozent, vorzugsweise zwischen 10 und 14,5 Prozent, als der günstigste zur Herstellung von Sinteraluminium genannt.

Das so erhaltene Pulver, s. auch Bild 1.11 (Bildanhang), wird Feinpulver oder Blättchenpulver genannt und besitzt eine Füllichte von 0,2 bis 0,3 kg/dm<sup>3</sup>.

Die geringe Füllichte dieses feinen Blättchenpulvers macht eine Verarbeitung zu Sinterkörpern infolge der großen Füllhöhen, der Gefahr des Ausstäubens zwischen Rezipienten und Preßstempel und der Bildung von Luftpolstern sehr schwierig und unwirtschaftlich. Dazu kommt, daß diese feinen Pulver stark pyrophore Eigenschaften zeigen und bei Lagerung, Transport und Umfüllarbeiten zusätzliche Sicherheitsmaßnahmen erforderlich machen. Die feinen Aluminium-Blättchenpulver werden aus diesem Grunde einem weiteren Mahlprozeß in Porzellankugelmøhlen, s. auch Bild 1.12 (Bildanhang), unterworfen und zu sogenanntem Schwerpulver mit Füllichten von > 0,7 kg/dm<sup>3</sup> verarbeitet. Die feinen Aluminiumblättchen schweißen hierbei durch teilweises Aufbrechen der Oxydhüllen zu Agglomeraten zusammen, wobei, wie aus Bild 1.13 (Bildanhang) ersehen werden kann, ein wesentlich gröberes Pulver entsteht. Die angeätzten Pulverteilchen lassen deutlich die in mehrfachen Lagen aufeinander geschweißten Pulverblättchen erkennen.

Nach Angaben von Doyle [10] liegt der auf dem Aluminium-Blättchenpulver bei Raumtemperatur entstandene Oxydfilm in amorpher Form vor und besitzt bis zu einem gewissen Grade duktile Eigenschaften. Die Tatsache, daß die Diffusionsfähigkeit durch die Aluminiumoxydeinschlüsse gegenüber Rein-Aluminium nicht gehindert wird [18] und die

SAP-Halbzeuge eine überraschend gute elektrische Leitfähigkeit zeigen, führte zu der Annahme, daß der Sauerstoff im SAP nicht in der Form von reinem  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , sondern in einer nicht stöchiometrischen Zusammensetzung als ein an Aluminium übersättigtes Aluminiumoxyd von der Form  $\text{Al}_x\text{O}_y$  vorliegt.

### 1.6. Verarbeitung der Pulver zum fertigen Halbzeug

Bild 1.14 gibt eine schematische Übersicht über die verschiedenen Herstellungsmöglichkeiten von SAP-Halbzeugen. Es wurde bereits in Abschnitt 1.5 darauf hingewiesen, daß sich das sogenannte Aluminium-Blättchenpulver wegen seines geringen Füllgewichts nicht für die Herstellung von Sinterteilen eignet und deshalb von dem Schwerpulver mit einer Dichte  $\geq 0,7 \text{ kg/dm}^3$  ausgegangen wird, für das man mit dem in der pulvermetallurgischen Praxis üblichen Verdichtungsverhältnis von 3 : 1 auskommt.

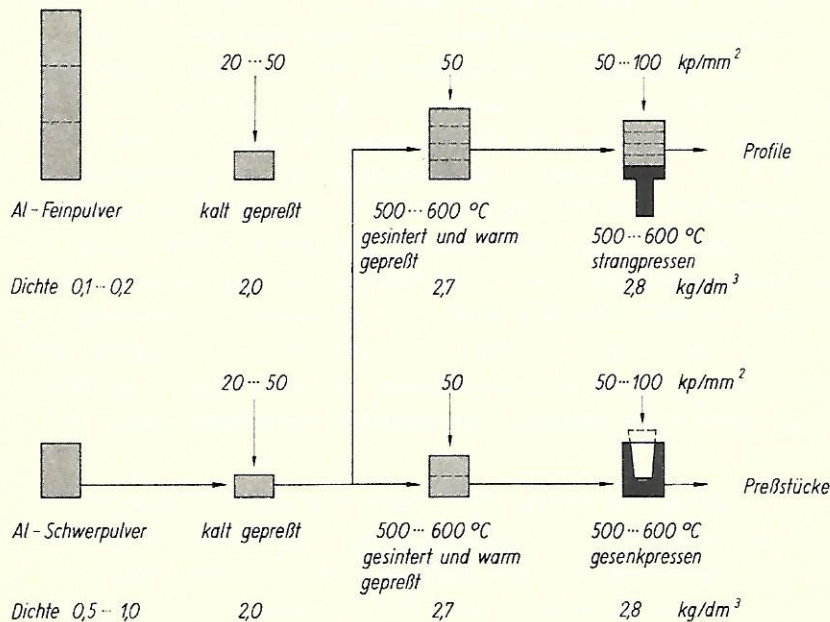


Bild 1.14 Schematische Darstellung der Herstellungsmöglichkeiten von SAP-Halbzeugen [9]



Die Pulver werden zunächst mit einem Preßdruck von etwa  $50 \text{ kp/mm}^2$  zu Kaltpreßlingen vorverdichtet, wobei sich die Dichte auf ungefähr  $2,0 \text{ kg/dm}^3$  erhöht. Diese Kaltpreßlinge werden anschließend bei Temperaturen von 500 bis 600 °C bei einem Preßdruck von  $\approx 50 \text{ kp/mm}^2$  warm verdichtet (druckgesintert); die Dichte erhöht sich auf  $\approx 2,7 \text{ kg/dm}^3$ . Die Warmpreßlinge werden in einem anschließenden Arbeitsgang in gleicher Weise wie die Gußbolzen der Aluminium-Knetlegierungen durch Strangpressen zu verschiedenartigen Halbzeugen in Form von Stäben, Profilen, Rohren, Drähten und Walzplatten weiterverarbeitet. Infolge der hohen Warmfestigkeit der SAP-Halbzeuge sind hierbei jedoch wesentlich höhere Drücke ( $50 \text{ bis } 100 \text{ kp/mm}^2$ ) und Temperaturen (500 bis 600 °C) aufzuwenden, als sie bei den Aluminium-Knetlegierungen üblich sind. Zur Erzielung optimaler Festigkeitseigenschaften im Halbzeug muß hierbei eine Mindestverformung von 90 Prozent gewährleistet sein.

Durch den hohen Oxydgehalt der Pulver wird zunächst der Sintervorgang, wie er üblicherweise bei der Anwendung von Druck und ausreichend hoher Temperatur stattfindet, verhindert. Durch die Plastizität der Aluminiumoxydhäute ist jedoch die Möglichkeit gegeben, daß diese unter Druck und erhöhter Temperatur stellenweise aufbrechen und eine örtliche Sinterung der Pulver ermöglichen. Dieser Sinterprozeß wird durch die zusätzliche starke Deformation der Pulverteilchen während des nachfolgenden Strangpreßprozesses noch ergänzt.

Für die Herstellung von Gesenkschmiedeteilen wird im allgemeinen von vorgepreßtem Stabmaterial ausgegangen, während Bleche und Bänder aus vorgepreßten Platten hergestellt werden.

### **1.7. Halbzeuge aus legiertem SAP**

Es liegt die Frage nahe, ob nicht die Verwendung von aushärtbaren Aluminium-Legierungen als Ausgangsmaterial zur Pulverherstellung Vorteile bringt. Hierbei müßte die verfestigende Wirkung der Ausscheidungsphase durch den

dispersen Anteil an  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ergänzt werden und eine zusätzliche Festigkeitssteigerung über diejenige der bekannten aushärtbaren Aluminium-Legierungen hinaus möglich sein. In der Tat sind, wie von Irmann [19] gefunden wurde, die aus solchen Legierungspulvern hergestellten Halbzeuge aushärtbar und ergeben bei Raumtemperatur und wenig erhöhten Temperaturen gegenüber dem Rein-Aluminium-SAP erhöhte Festigkeitseigenschaften. Bei Erwärmung geht jedoch dieser Aushärtungseffekt wieder verloren und die Festigkeit sinkt bei Temperaturen über  $200^\circ\text{C}$  im allgemeinen unter diejenige von Rein-Aluminium-SAP ab.

Towner [6] berichtet ebenfalls von der Verwendung sogenannter vorlegierter Aluminiumpulver. Diese Pulver enthalten im Gegensatz zu den aushärtbaren Aluminium-Legierungen solche Bestandteile, die mit Aluminium intermetallische Phasen bilden. Dagegen haben diese Pulver nur einen sehr geringen Gehalt an Aluminiumoxyd von ungefähr 0,5 Prozent, der bei der Druckverdüsung ungewollt entsteht und auf die Festigkeitseigenschaften der Halbzeuge keinen Einfluß hat. Als Legierungsbestandteile finden hierbei insbesondere Fe und Cr Verwendung, die zur Bildung der intermetallischen Phasen  $\text{FeAl}_3$  und  $\text{CrAl}_7$  führen. In Bild 1.2 wurde bereits auf die Erhöhung der Streckgrenzenfestigkeit in Abhängigkeit des Volumenanteils der dispersen und darunter auch der intermetallischen Phasen hingewiesen. Die aus solchen Pulvern hergestellten Halbzeuge sollen gleiche, teilweise sogar bessere, Eigenschaften als diejenigen von Rein-Aluminium-SAP ergeben. Als besonderer Vorteil ist zu bewerten, daß nach Towner bei den aus vorlegierten Pulvern hergestellten Halbzeugen die Duktilität mit anwachsender Temperatur zunimmt, im Gegensatz zu den SAP-Produkten, die aus unlegiertem Blättchenpulver hergestellt werden. Die verfestigende Wirkung wird hierbei durch die in feindisperser Form vorliegenden Teilchen der intermetallischen Phase in ähnlicher Form wie bei den aus Blättchenpulver hergestellten SAP-Halbzeugen bewirkt.

Abschließend wäre zu der Verwendung von legiertem Ausgangspulver also nochmals zusammenzufassen, daß sich die



konventionellen Aluminium-Legierungen für die pulvermetallurgische Verarbeitung nicht eignen, da der Aushärtungseffekt bei Temperaturen über 200 °C verlorengelht und die Festigkeit unter diejenige von Rein-Aluminium-SAP absinkt. Dagegen führten die von Towner vorerst nur im Labormaßstab durchgeführten Versuche unter Benutzung chrom- und eisenlegierter Pulver zu Ergebnissen, die eine weitere Verbesserung der Festigkeitseigenschaften von SAP-Halbzeugen erhoffen lassen.

## 2. Lieferqualitäten und Lieferformen dispersionsverfestigter Aluminiumsinterwerkstoffe

Die folgenden Betrachtungen sollen sich ausschließlich mit Aluminiumsinterwerkstoffen beschäftigen, die als disperse Phase Aluminiumoxyd enthalten.

Die ersten brauchbaren Halbzeuge dieser Art wurden im Jahre 1946 von den schweizer Forschern Irmann und von Zeerleder im Forschungsinstitut Neuhausen (Schweiz) der Aluminium-Aktien-Gesellschaft Chippis entdeckt und erhielten die Bezeichnung SAP (Sinter-Aluminium-Pulver). Dieser Name ist gesetzlich geschützt und kennzeichnet eine Gruppe von Werkstoffen, die nach demselben Verfahren hergestellt werden und sich untereinander lediglich im Oxydgehalt unterscheiden.

Im Jahre 1952 wurde von Lyle über eine Werkstoffentwicklung der Aluminium Co. von Amerika berichtet, die unter dem Namen APMP (Aluminium-Powder-Metallurgie-Products) bekannt wurde und die der schweizer Entwicklung entspricht. Es handelt sich auch hierbei um eine Gruppe von Werkstoffen mit unterschiedlichem Oxydgehalt. Sowohl bei der schweizer als auch bei der amerikanischen Entwicklung deutet die Bezeichnung auf die Herstellungstechnologie hin.

Außer den beiden bereits genannten Werkstoffgruppen, soll an dieser Stelle noch auf zwei Lizenzentwicklungen des schweizer Werks hingewiesen werden, die in der Literatur des öfteren Erwähnung finden. Es handelt sich hierbei um den von der High Duty Alloys, London, produzierten Werk-

stoff Hiduminium 100 und um die bei der Mahle K.G. in Westdeutschland speziell für hochbeanspruchte Kolben verwendete hochsiliziumhaltige SAP-Variante der Bezeichnung MAHLE-Sintal.

Auch in der DDR wurde durch das Forschungsinstitut für metallische Spezialwerkstoffe, Dresden, ein Verfahren zur Herstellung von Halbzeugen aus gesintertem Aluminium-Pulver ausgearbeitet. Für die nach diesem letzteren Verfahren hergestellten Halbzeuge, die vorerst nur im Labormaßstab hergestellt werden, konnte vom Institut für Werkstoffe, Pirna, bereits der Nachweis gleicher Eigenschaften wie für das entsprechende in der Schweiz hergestellte SAP-Halbzeug geführt werden [25]. Das nach dem Verfahren des Forschungsinstituts für metallische Spezialwerkstoffe, Dresden, hergestellte Halbzeug trägt die Bezeichnung ASW (Aluminium-Sinter-Werkstoff) und besitzt als disperse Phase ebenfalls Aluminiumoxyd.

Wie aus Bild 2.1 entnommen werden kann, werden von o. g. Aluminiumpulvererzeugnissen eine Reihe verschiedener Qualitäten für die jeweils daraus vorgesehenen Halbzeuge hergestellt.

Sammelbezeichnung	Hersteller	Lieferqualitäten	Halbzeuge
SAP	Aluminium-Industrie-Aktien-Gesellschaft, Neuhausen, Schweiz	SAP 865 SAP 895 SAP 930 MAHLE Sintal	Schmiede- und Preßteile Stangen Rohre
APMP	Aluminium Co. von Amerika	M 276 M 257	Profile Drähte Kolben
Hiduminium	High-Duty-Alloys, London	Hiduminium 100	Bleche Bänder

Bild 2.1 Bezeichnung, Hersteller und Lieferqualitäten von Aluminiumpulvererzeugnissen, die als disperse Phase Aluminiumoxyd enthalten [20, 6, 10]

Es ist üblich, für Preß- und Schmiedeteile, Stangen und dickwandige Rohre Aluminiumoxydgehalte von etwa 13-14,5%,



für Bleche, Bänder, dünnwandige Rohre und schwierig geformte Schmiedeteile einen Oxydgehalt von 10 bis 11 % und für gut verformbare Bleche und Bänder sowie für Nietdrähte einen Oxydgehalt von etwa 7 % zu verwenden.

In Bild 2.2 wird eine Aufstellung über Lieferformen speziell für SAP-Halbzeuge nach Prospektangaben des schweizer Herstellerwerks gegeben.

Halbzeugform	Qualität	Abmessungen					
		Durchm. Außend. mm	Herst. Länge mm	Querschn. mm <sup>2</sup>	max. Wanddicke mm	Dicke mm	Breite mm
Stangen	SAP 865	8... 49,9	4000...5000				
		50... 69,9	1500...4000				
		70... 99,9	1500...3000				
		100...149,9	1000...2000				
		150...200	700...1500				
Profile	SAP 865			≤ 250 > 250	6 5		
	SAP 895			≤ 250 > 250	5 4		
Bleche	SAP 865		2000 2000			0,5...0,99 1,0...6,00	500 1000
Rohre	SAP 865	15... 24,9	3000...6000		1,5		
		25... 34,9			2,0		
		35... 44,9			2,5		
		45... 54,9			3,0		
		55... 74,9			3,5		
		75... 99,9			4,0		
		100...150			6,0		

Bild 2.2 Lieferformen von SAP-Halbzeugen nach Prospektangaben des schweizer Herstellerwerks [20, 21]

Für die Qualität SAP 930 liegen von der schweizer Herstellerfirma noch keine Lieferformen vor. Es kann jedoch angenommen werden, daß die in Bild 2.2 für SAP 895 aufgeführten Angaben auch für SAP 930 gültig sind.

### 3. Eigenschaften von SAP-Halbzeugen

#### 3.1. Statische Eigenschaften

##### 3.1.1. Mechanische Eigenschaften bei Raumtemperatur und bei erhöhter Temperatur

Besondere Aufmerksamkeit haben die SAP-Halbzeuge dadurch erlangt, daß sie sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen sehr viel höhere Festigkeitseigenschaften zeigen als unlegiertes Aluminium, das als Ausgangsmaterial verwendet wird. Diese Grundtendenz hat auch Gültigkeit bei einem Vergleich mit aushärtbaren sogenannten warmfesten Aluminiumknetlegierungen, wie er in Bild 3.1 gezeigt wird. Es handelt sich bei dem zum Vergleich

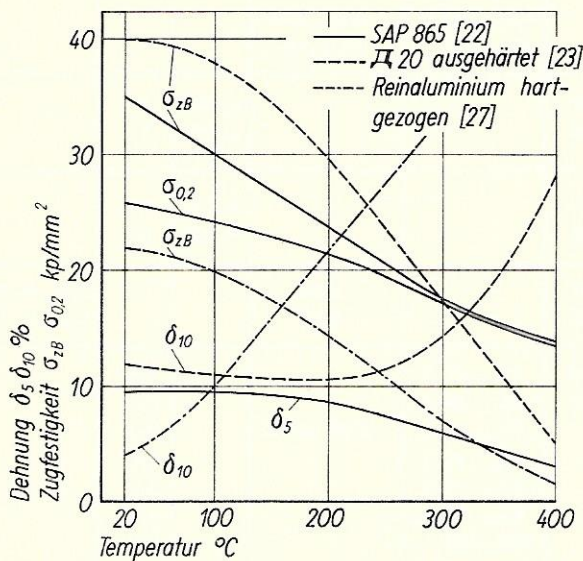


Bild 3.1 Statische Festigkeitseigenschaften von SAP 865 (15,3 % Oxydgehalt) im Vergleich zu Rein-Aluminium und der warmfesten Aluminiumknetlegierung Al 20 [22, 23]

herangezogenen warmfesten Aluminium-Werkstoff Al 20 um ein sowjetisches Spitzenerzeugnis auf dem Aluminiumknetsektor. Die Legierung Al 20 enthält als Legierungsbestandteile 6,0 bis 7,0 % Cu, 0,4 bis 0,8 % Mn und 0,1-0,2 % Ti,



dazu 0,3 % Fe; 0,3 % Si; 0,1 % Zn; 0,05 % Mg als Verunreinigungen und gehört damit in die Reihe der aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen.

Wie man aus Bild 3.1 ersieht, liegt die Kurve der Zugfestigkeit von Rein-Aluminium im Temperaturbereich bis 400 °C weit unter derjenigen von SAP 865. Dagegen ergibt die warmfeste Aluminiumknetlegierung  $\Delta$  20 bei Raumtemperatur gegenüber SAP 865 eine um etwa 5 kp/mm<sup>2</sup> höhere Zugfestigkeit. Zu höheren Temperaturen hin erweist sich jedoch SAP 865 als thermisch stabiler, so daß die Kurve der Zugfestigkeit von SAP 865 ab etwa 300 °C über derjenigen von  $\Delta$  20 zu liegen kommt. Aus Bild 3.1 ist weiter zu erkennen, daß mit höherer Prüftemperatur die Dehnung von SAP 865 im Gegensatz zum Dehnverlauf der üblichen Aluminium-Legierungen abnimmt.

Während jedoch nach langzeitiger Erwärmung auf hohe Temperatur die Festigkeitseigenschaften von aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen durch Überalterung wieder auf diejenige der unausgehärteten Legierungen abfallen, bleiben diese Eigenschaften bei SAP auch nach jahrelanger Erwärmung erhalten. Auf die Darstellung in Abb. 3.1 angewandt, würde das bedeuten, daß sich der Schnittpunkt der Zugfestigkeitskurven von SAP 865 mit  $\Delta$  20 zu Ungunsten der Legierung  $\Delta$  20 zu niedrigeren Temperaturen verschiebt.

Der Einfluß einer einstündigen Erwärmung von SAP 865 auf 600 °C mit anschließender Luftabkühlung auf die Festigkeitseigenschaften bei verschiedenen Prüftemperaturen ist in Bild 3.2 (Seite 28) dargestellt.

Die hohe Glühtemperatur, die nur um etwa 50 °C unter der Schmelztemperatur von Rein-Aluminium gewählt wurde, verursacht lediglich eine Verminderung von Streckgrenze und Zugfestigkeit um etwa 1 kp/mm<sup>2</sup> und eine geringfügige Verminderung der Dehnung bei gleichzeitiger Beibehaltung der Härte. Die geringfügige Veränderung der Eigenschaftswerte muß hierbei auf eine Kristallerholung zurückgeführt werden. Keinesfalls spielen hier Erscheinung der Kornvergrößerung und Rekristallisation eine Rolle, wie sie unter

gleichen Bedingungen in aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen auftreten würden. Es ist darauf hinzuweisen, daß sich die in Bild 3.2 unter geglüht angegebenen Eigenschaftswerte auch nach länger wählender Glühzeit nicht mehr verändern, wie dies u. a. von Irmann [19] und Doyle [10] nachgewiesen werden konnte.

Prüf- temp. °C	Probenzustand	Festigkeitswerte			
		$\sigma_{0,2}$ kp/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{zB}$ kp/mm <sup>2</sup>	$\delta_5$ %	HB 10 kp/mm <sup>2</sup>
20	ungeglüht	25,9	35,1	9,5	100
	geglüht bei 600 °C 1 h in Luft	25,4	34,4	7,6	100
200	ungeglüht	21,3	23,7	8,8	63
	geglüht bei 600 °C 1 h in Luft	19,8	21,8	6,6	62
300	ungeglüht	17,3	17,7	6,2	41
	geglüht bei 600 °C 1 h in Luft	15,8	16,5	4,4	40
400	ungeglüht	13,5	13,8	3,2	-
	geglüht bei 600 °C 1 h in Luft	12,5	13,0	3,1	-

Bild 3.2 Einfluß einer einstündigen Erwärmung auf 600 °C und Luftabkühlung auf die Festigkeitseigenschaften von SAP 865 (15,3 % Oxydgehalt) [22]

Es muß weiter als besonders günstig bezeichnet werden, daß SAP-Werkstoffe, wie dies für SAP 865 aus den Bildern 3.1 und 3.2 hervorgeht, bei Temperaturen über 200 °C ein Streckgrenzenverhältnis  $\sigma_{0,2} : \sigma_{zB}$  von größer als 0,9 besitzen.

Der Einfluß unterschiedlicher Oxydgehalte auf die statischen Festigkeitseigenschaften von SAP-Werkstoffen ist in Bild 3.3 (Seite 29) für die Qualitäten SAP 865, 895 und 930 dargestellt. Hierbei kann für SAP 865 ein Oxydgehalt in der Größenordnung von 13,5 bis 15 %, für SAP 895 ein solcher von 10,5 bis 12,0 % und für SAP 930 ein Oxydgehalt von etwa 7,0 % angenommen werden.



Bezogen sich die bisher genannten Festigkeitseigenschaften ausschließlich auf stranggepreßtes Stabmaterial, so ist es für den Verbraucher selbstverständlich auch von Interesse zu wissen, ob sich für Bleche aus SAP entsprechende Eigenschaftswerte ergeben. Grundsätzlich ist hierzu zu sagen, daß nach Untersuchungen von Doyle [10] die Raumtemperatur-Festigkeitseigenschaften von Blechen, welche 10 % Aluminiumoxyd enthalten, höher liegen als diejenigen Eigenschaften, die vom gleichen Autor an stranggepreßten Stäben mit einem Oxydgehalt von 13 % ermittelt wurden. Für die höheren Festigkeitseigenschaften der Bleche ist hierbei die aufgebrachte Kaltverformung beim Kaltwalzprozeß verantwortlich zu machen. Bei Raumtemperatur wurden von Doyle an Blechen mit einer Dicke von 1,62 mm in Längsrichtung und Querrichtung für die 0,1-Grenze Festigkeitswerte von 23,8 und 25,0  $\text{kp/mm}^2$ , für die Zugfestigkeit 37,3 und

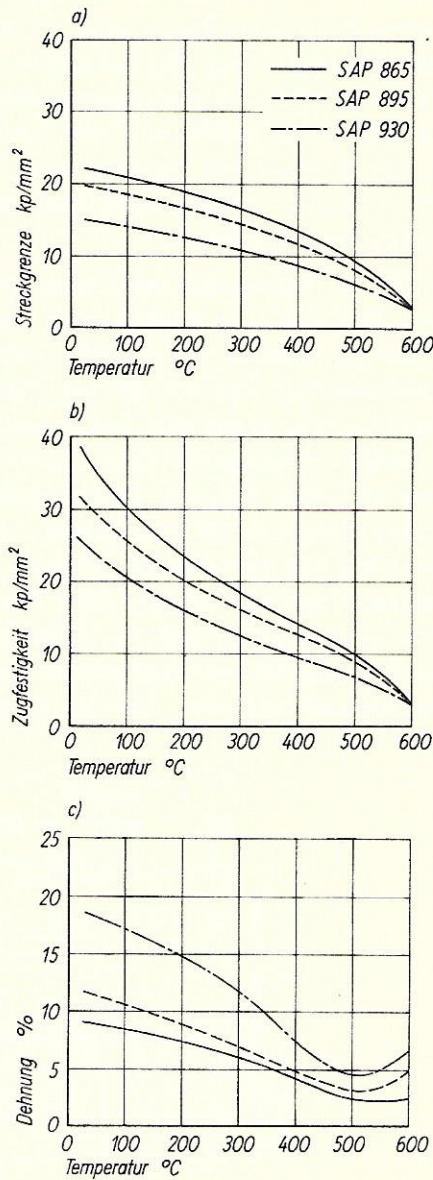


Bild 3.3 Einfluß unterschiedlicher Oxydgrade auf die Festigkeitseigenschaften von SAP-Werkstoffen, dargestellt am Beispiel der Qualitäten SAP 865, 895 und 930 [21, 22]

38,9 kp/mm<sup>2</sup> und für die Dehnung 8 bzw. 6 % gemessen. Die Querwerte liegen damit also im Mittel um 1,50 kp/mm<sup>2</sup> über den entsprechenden Eigenschaften der Längsrichtung bei einer um etwa 2 % geringeren Dehnung. Diese Werte bleiben, wie von Doyle gefunden, auch nach langzeitiger Glühung bis zu 450 Stunden bei Temperaturen bis zu 500 °C erhalten, wie dies für Stabmaterial auch bereits in Bild 3.2 nachgewiesen werden konnte.

Es ist in diesem Zusammenhang weiter von Interesse, welchen Einfluß eine zusätzliche Kaltverformung, wie sie beim Abkanten, Biegen und Bördeln auftritt, auf die Festigkeits-eigenschaften ausübt. Es ist bekannt, daß es bei den kon-ventionellen Aluminium-Legierungen bestimmte kritische Kaltverformungsgrade gibt, die bei anschließender Erwär-mung zu einer starken Kornvergrößerung und vorzeitigen Re-kristallisation führen können. Zu diesem Zwecke wurden im Institut für Werkstoffe, Pirna, Blechproben im Anliefe-rungszustand mit einer Dicke von 4 mm bis zu 50 % zusätz-lich kaltverformt und die Zugfestigkeit, 0,2-Grenze, Härte und Dehnung im kaltverformten und im anschließend geglüh-ten Zustand geprüft. Für die Wärmebehandlung wurde hierbei

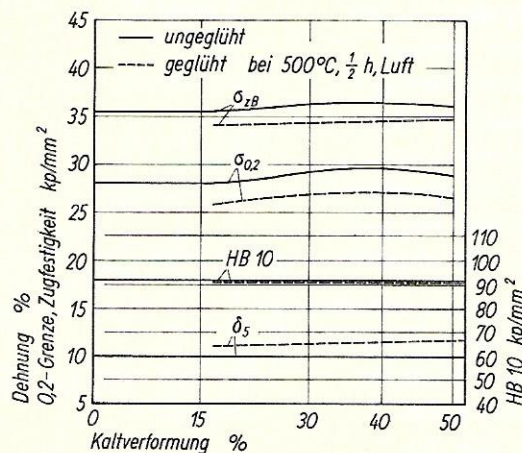


Bild 3.4 Mechanische Eigenschaften im kalt-gewalzten und anschließend geglühten Zustand von SAP 895 (11,9 % Oxydgehalt) [22]



eine halbstündige Glühung bei 500 °C mit Luftabkühlung gewählt. Wie aus Bild 3.4, die eine graphische Darstellung der Meßergebnisse darstellt, ersehen werden kann, ist ein maximaler Abfall von Zugfestigkeit und Streckgrenze von etwa 2 kp/mm<sup>2</sup> zu verzeichnen, der mit einer geringen Erhöhung der Dehnung bei gleichzeitiger Beibehaltung der Härtewerte verbunden ist. Es handelt sich hierbei, wie dies schon bei der Betrachtung von Bild 3.2 zum Ausdruck gebracht wurde, wieder nur um eine geringfügige Kristall-erholung, da die kleinen Pulverteilchen, die allesamt von einer harten Oxydhülle umgeben sind, keine Rekristallisation zulassen. Für den Verbraucher ergibt sich damit der Vorteil, daß er den Fragen eines kritischen Verformungs-grads bei den SAP-Werkstoffen keine Bedeutung beizumessen braucht.

### 3.1.2. Zeitstandeigenschaften

Die Prüfung der Zeitstandeigenschaften gilt als Kriterium für alle diejenigen Werkstoffe, deren Einsatz bei erhöhten Temperaturen vorgesehen ist. Als Zeitstandfestigkeit bei einer bestimmten Prüftemperatur wird hierbei nach DIN 50 119 [24] die auf den Anfangsquerschnitt der Probe bei Raumtemperatur bezogene ruhende Belastung bezeichnet, die nach Ablauf einer bestimmten Versuchszeit (Belastungszeit) einen Bruch der Probe hervorruft.

Auf Grund der besonderen Struktur der mit der unlöslichen

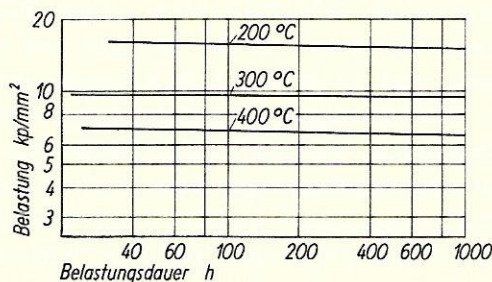


Bild 3.5 Zeitstandfestigkeit von SAP 865 (15,3 % Oxydgehalt) für Prüftemperaturen von 200 bis 400 °C [22]

Phase Aluminiumoxyd verfestigten SAP-Werkstoffe ist zu erwarten, daß ähnlich wie bei den statischen Eigenschaftswerten auch die Werte der Zeitstandfestigkeit bei konstanter Temperatur von der Belastungsdauer relativ unabhängig sind. Die Bestätigung hierzu ist im Bild 3.5 (Seite 31) zu finden, in dem die Kurven der Zeitstandfestigkeit für die Temperaturen von 200, 300 und 400 °C für SAP 865 (15,3 % Oxydgehalt) dargestellt sind. Der Kurvenverlauf ist kennzeichnend für eine thermisch sehr stabile Legierung.

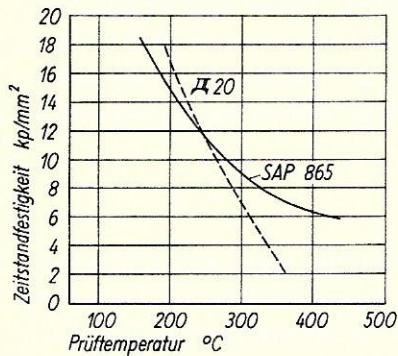


Bild 3.6 Zeitstandfestigkeit  $\sigma_B/1000$  des Werkstoffs SAP 865 im Vergleich zur Zeitstandfestigkeit der aushärtbaren Aluminiumknetlegierung Al 20 [22, 23]

Wenn wir statt der Prüftemperatur die Belastungsdauer als Parameter wählen, dann erhalten wir eine Darstellung wie sie in Bild 3.6 zu sehen ist. Der Schnittpunkt der Zeitstandkurven für SAP 865 und der wieder zum Vergleich herangezogenen Aluminiumknetlegierung Al 20 liegt hier bei tieferen Temperaturen als der Schnittpunkt der entsprechenden Kurven der Zugfestigkeit in Bild 3.1.

Während bei statischer Belastung SAP 865 erst ober-

halb etwa 300 °C gegenüber Al 20 überlegen wird, ergibt sich bei langzeitiger Belastung eine solche Überlegenheit von SAP 865 schon ab etwa 240 °C. Hierbei ist weiter zu berücksichtigen, daß in Bild 3.6 die Kurvenpunkte für SAP 865 einer 1000stündigen Belastungsdauer entsprechen, während in Ermangelung entsprechender Werte für die Kurvenpunkte der Aluminiumknetlegierung Al 20 nur eine 300stündige Belastungsdauer gewählt werden konnte. Es muß angenommen werden, daß sich für eine 1000stündige Belastungsdauer die Kurve der Zeitstandfestigkeit für die Legierung Al 20 zu noch tieferen Temperaturen verschieben würde.



Nach Meßergebnissen des Instituts für Werkstoffe, Pirna, [25] bewirkt ein Unterschied im Oxydgehalt zwischen 11,0 und 15,0 Prozent im Temperaturbereich von 100 bis 500 °C und einer Belastungsdauer bis zu 1000 Stunden kaum meßbare Unterschiede im Zeitstandverhalten. Für den Werkstoff SAP 930 mit etwa 7 % Oxydgehalt liegen dagegen noch keine Untersuchungsergebnisse vor.

### 3.2. Dauerschwingfestigkeit

Während bisher nur statische Belastungsfälle betrachtet wurden, soll anschließend noch einiges über das Dauerfestigkeitsverhalten von SAP-Halbzeugen ausgeführt werden.

Allgemein kann hierzu gesagt werden, daß nach [26] die Verdrehwechselfestigkeit von der Querschnittsform abhängig ist. Rundproben weisen eine geringere Festigkeit  $\tau_w$  auf als quadratische Proben. Doch nicht nur die Form der Proben, sondern auch die Art der Oberflächenbehandlung hat einen nicht unbedeutenden Einfluß auf das Werkstoffverhalten. So konnte durch eine Eloxalschicht in der Größenordnung von  $3\mu\text{m}$   $\tau_w$  bei Rundproben von  $\pm 7,0$  auf  $\pm 8,0$  kp/mm<sup>2</sup> und bei quadratischen Proben von  $\pm 7,3$  auf  $\pm 9,5$  kp/mm<sup>2</sup> im Gebiet der Dauerfestigkeit erhöht werden. Durch den Einfluß von Kerben ist mit einer Verminderung von  $\tau_w$  auf etwa die Hälfte seines ursprünglichen Werts zu rechnen. Für rechteckige Querschnitte kann dagegen die Verdrehwechselfestigkeit von  $\pm 7,3$  bis auf  $\pm 9$  kp/mm<sup>2</sup> bei Proben mit unbehandelter Oberfläche ansteigen.

Die Flachbiegewechselfestigkeit  $\sigma_{bw}$  ergibt für Proben mit einer Dicke von 2 bis 6 mm [17] Werte von im Mittel  $\pm 10,5$  kp/mm<sup>2</sup>. Bei dickeren Probenquerschnitten tritt ein Abfall der Biegewechselfestigkeit ein. Bollenrath [26] findet für Proben mit einer Dicke von 8 mm nur noch  $\pm 8$  kp/mm<sup>2</sup>. Kerbeinflüsse in Form von Bohrungen mit 2 - 4 mm Durchmesser ergeben nach [17] bei einer Probendicke von 2 mm eine Verringerung der Flachbiegewechselfestigkeit von  $\pm 10,5$  auf etwa  $\pm 8,5$  kp/mm<sup>2</sup>, beiderseitig angebrachte V-Kerben (Kerbflankenwinkel 90°, Kerbtiefe 0,5 mm,

Kerbradius 0,12 mm) bei Proben mit einer Dicke von 8 mm dagegen nach [26] eine Verminderung von  $\sigma_{bw} = \pm 8 \text{ kp/mm}^2$  auf  $\pm 4,5 \text{ kp/mm}^2$ .

Die Überlegenheit von SAP erweist sich gegenüber den üblichen aushärtbaren Aluminiumknetlegierungen vor allem bei erhöhten Temperaturen. Nach [17] und [26] werden für die Umlaufbiegung  $\sigma_{bw}$  bei Raumtemperatur  $\pm 10,8 \text{ kp/mm}^2$ , für  $200^\circ\text{C} \pm 9,0 \text{ kp/mm}^2$ , für  $300^\circ\text{C} \pm 7,5 \text{ kp/mm}^2$  und für  $400^\circ\text{C}$  noch  $\pm 5,5 \text{ kp/mm}^2$  ermittelt.

Nach [17] beträgt die Schwellfestigkeit  $\sigma_{sch}$  bei Raumtemperatur  $+ 8,75 \pm 8,75 \text{ kp/mm}^2$  und bei  $300^\circ\text{C}$  noch  $+ 6,25 \pm 6,25 \text{ kp/mm}^2$ .

### 3.3. Physikalische Eigenschaften

In Bild 3.7 sind die mittleren physikalischen Eigenschaften von SAP 865 und 895 mit einem Oxydgehalt zwischen 14,5 und 10 Prozent denjenigen von Rein-Aluminium und der aushärtbaren sowjetischen Aluminium-Legierung  $\Delta 20$  gegenübergestellt.

Bei annähernd gleicher Dichte liegt der Wärmeausdehnungskoeffizient der SAP-Halbzeuge deutlich unter demjenigen von Rein-Aluminium und der Legierung  $\Delta 20$ . Auch die Zunahme des Wärmeausdehnungskoeffizienten zu höheren Temperaturen hin ist hierbei geringer. Die Werte der Wärmeleitfähigkeit und der elektrischen Leitfähigkeit von SAP liegen dagegen wesentlich näher an den entsprechenden Eigenschaften von Rein-Aluminium als denjenigen der Legierung  $\Delta 20$ . Da disperse Einschlüsse von reinem  $\text{Al}_2\text{O}_3$  sowohl die Wärmeleitfähigkeit als auch die elektrische Leitfähigkeit stark hemmen müßten, wird von Seith [18] angenommen, daß es sich hierbei um ein Aluminiumoxyd der nichtstöchiometrischen Zusammensetzung  $\text{Al}_x\text{O}_y$  mit Aluminiumüberschuß handelt.

Die physikalischen Eigenschaften sind hierbei im starken Maße vom Oxydgehalt der Halbzeuge abhängig, wie aus Bild 3.8 (Seite 36) entnommen werden kann. Mit abnehmendem Oxydgehalt steigen die Eigenschaften der Wärme- und elek-



trischen Leitfähigkeit ebenso wie der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient an.

Eigenschaft	Maß- einheit	SAP 865 SAP 895	Al 99,5 weich	Al 20
Dichte	kg/dm <sup>3</sup>	2,8	2,7	2,84
lineare Wärme- ausdehnungszahl	$\frac{\text{cm}}{\text{cm} \cdot ^\circ\text{C}}$			
20...100 °C		$20 \cdot 10^{-6}$	$24 \cdot 10^{-6}$	$22,6 \cdot 10^{-6}$
20...200 °C		$21 \cdot 10^{-6}$	$25 \cdot 10^{-6}$	$23,6 \cdot 10^{-6}$
20...300 °C		$21,5 \cdot 10^{-6}$	$26 \cdot 10^{-6}$	$24,9 \cdot 10^{-6}$
20...400 °C		$22 \cdot 10^{-6}$	$27 \cdot 10^{-6}$	$26,2 \cdot 10^{-6}$
20...500 °C		$22,5 \cdot 10^{-6}$	$28 \cdot 10^{-6}$	-
Wärmeleit- fähigkeit	$\frac{\text{kcal}}{\text{m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}}$			
20...500 °C		150	175	126 <sup>*)</sup>
elektrische Leitfähigkeit	$\frac{\text{m}}{\Omega \cdot \text{mm}^2}$			
20 °C		26	35	16,4
elektrischer Widerstand	$\frac{\Omega \cdot \text{mm}^2}{\text{m}}$			
20 °C		0,038	0,028	0,0610

\*) 25...400 °C

Bild 3.7 Physikalische Eigenschaften von SAP 865 und 895 im Vergleich zu Rein-Aluminium und der sowjetischen Aluminiumknetlegierung Al 20 [20, 21, 23]

In gleicher Weise ist der Elastizitätsmodul vom Oxydgehalt abhängig, wie dies aus Bild 3.9 (Seite 36) hervorgeht. Bedingt durch die disperse harte Phase wird dabei für SAP-Halbzeuge der Qualität SAP 865 und 895 ein wesentlich höherer Elastizitätsmodul bestimmt, als er für Rein-Aluminium und Aluminium-Legierungen üblich ist. In Abhängigkeit der Bestimmungsmethode ergeben sich bei statischer Bestimmung des Elastizitätsmoduls durch den Zugversuch geringere Werte als bei der Bestimmung des dynami-

schen Elastizitätsmoduls unter Benutzung transversaler Schwingungen mit den "Elastomat" nach Dr. Förster ermit-

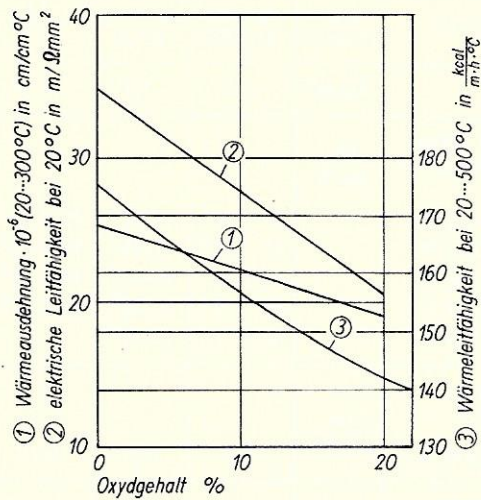


Bild 3.8 Einfluß des Oxydgehalts auf die physikalischen Eigenschaften von gesintertem Aluminium [19]

Oxydgehalt %	mittlerer E-Modul kp/mm²
0	6700
5	7000
10	7300
15	7600
20	7900

telt werden. Mittelwerte für beide Bestimmungsverfahren sind in Abhängigkeit der Temperatur in Bild 3.10 zusammengestellt. Die vom Institut für Werkstoffe, Pirna, bestimmten Werte des dynamischen Elastizitätsmoduls finden durch Angaben von Bol-lenrath [26] ihre Bestätigung.

Bild 3.9 Abhängigkeit des Elastizitätsmoduls von SAP vom Oxydgehalt [19]

SAP besitzt weiter eine sehr hohe Dämpfungsfähigkeit, wie aus den in Bild 3.11 im Vergleich zu Dural und Rein-Aluminium zusammengestellten

Meßergebnissen des Instituts für Werkstoffe, Pirna, hervorgeht. Die logarithmischen Dekremente verhalten sich bei Raumtemperatur wie

$$\delta_{\text{SAP}} : \delta_{\text{Al Cu Mg}} : \delta_{\text{Rein-Al}} \approx 23 : 1,3 : 1$$



Diese Angaben werden in der Größenordnung auch durch Untersuchungen von Bollenrath [26] bestätigt. Das gleiche Verhältnis beträgt bei 300 °C noch:

$$\vartheta_{\text{SAP}} : \vartheta_{\text{AlCuMg}} : \vartheta_{\text{Rein-Al}} \approx 2,1 : 0,7 : 1$$

Prüf-temp. °C	mittlerer E-Modul SAP 865		Al 20 <sup>1)</sup> kp/mm <sup>2</sup>
	statisch kp/mm <sup>2</sup>	dynamisch kp/mm <sup>2</sup>	
20	7500	8600	6900
100	-	8200	-
200	6500	7700	5700
300	5600	7100	5000
400	5000	6500	-
500	-	5900	-
600	-	5200	-

<sup>1)</sup> für gepreßte Halbzeuge im ausgehärteten Zustand

Bild 3.10 Elastizitätsmodul von SAP 865 (statisch und dynamisch) im Vergleich zu demjenigen von Al 20 (statisch) in Abhängigkeit der Prüftemperatur [17, 19, 23]

Prüftemp. °C	Dämpfung $\vartheta \cdot 10^4$		
	SAP 865	LW 3125.33	LW 3001.74
20	37	2,1	1,6
100	90	5,5	7,0
200	190	30	35
300	610	200	290
400	480	450	400
500	1400	1000	-
600	3500	-	-

Bild 3.11 Dämpfung von SAP 865 im Vergleich zu LW 3125.33 (AlCuMg ausgehärtet) und LW 3001.74 (Rein-Aluminium halbhart) [17]

### 3.4. Technologische Eigenschaften

#### 3.4.1. Spanlose Formung

Der wirtschaftliche Einsatz von Werkstoffen zur Herstellung von Bauteilen ist von den verschiedensten Faktoren abhängig, von denen die Verformbarkeit eine wesentliche Rolle spielt. Die zur Verfügung stehenden Werkstoffe stellen dabei hinsichtlich ihrer Eigenschaften immer nur eine Kompromißlösung dar. Je nach der bei der Formung angewandten Verformungstemperatur sind Kalt- und Warmformgebung zu unterscheiden, wobei die Grenze zwischen den beiden Verformungsarten nicht an eine bestimmte Temperatur gebunden ist. Sie wird vielmehr durch die für jeden Werkstoff verschiedene hohe Rekristallisationstemperatur bestimmt. So ist zum Beispiel die Verformung von Blei bei Raumtemperatur als Warmformgebung zu bezeichnen, da hierbei trotz der niedrigen Temperatur die Rekristallisationsgeschwindigkeit größer ist als die Formänderungsgeschwindigkeit, so daß kein Verfestigungseffekt auftreten kann.

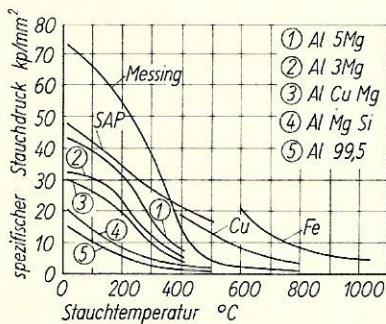


Bild 3.12 Spezifischer Stauchdruck von SAP (30 % Stauchgrad), Aluminium und Aluminium-Legierungen, Messing, Kupfer und Eisen (50 % Stauchgrad) in Abhängigkeit von der Stauchtemperatur [19]

Die hohe Warmfestigkeit von SAP-Halbzeugen, die durch die in der Matrix feinstverteilten harten Einschlüsse hervorgerufen wird, läßt dabei einen gegenüber den normalen Aluminium-Legierungen höheren Formänderungswiderstand erwarten, wie aus Bild 3.12 deutlich hervorgeht.

Es ist weiter zu berücksichtigen, daß die SAP-Halbzeuge sowohl bei Raumtemperatur als auch bei erhöhten Temperaturen in ihrer Verformbarkeit und in ihren Festigkeitseigenschaften dem

ausgehärteten Zustand der konventionellen Aluminium-Knetlegierungen entsprechen, das heißt also, daß der sogenannte



weiche Zustand für die Durchführung von Verformungsarbeiten hier nicht zur Verfügung steht.

Betrachten wir nun im einzelnen die verschiedenen spanlosen Verformungsverfahren im Hinblick auf ihre Anwendbarkeit auf SAP-Halbzeuge.

Nach Bild 3.12 fällt mit steigender Stauchtemperatur der spezifische Stauchdruck beträchtlich ab, so daß bei Temperaturen von etwa 400 bis 450 °C verhältnismäßig günstige Warmformbarkeitseigenschaften erwartet werden dürfen. Bei diesen Temperaturen ist die Aluminium-Matrix in einem plastischen, gut verformbaren Zustand. Die sie umgebenden Aluminiumoxydhäute, die man sich auch als ein sehr feinesmaschiges Skelett vorstellen kann, dessen winzige Hohlräume mit der Matrix ausgefüllt sind, verhindern dagegen eine Deformation aus SAP hergestellter Formkörper bei Temperaturen bis weit über den Schmelzpunkt des Aluminiums hinaus. In Bild 3.13 und Bild 3.14 (Bildanhang) sind derartige bis 800 °C erwärmte Formteile aus SAP gezeigt.

Die bei 550 und 600 °C geglühten Abschnitte des Bilds 3.13 zeigen noch eine einwandfreie Beschaffenheit des Materials. Lediglich die Oberfläche der bei 600 °C geglühten Probe hat durch verstärkte Oxydation eine dunklere Färbung bekommen. Nach Glühung bei 700 °C bleibt die Form der Proben noch im wesentlichen erhalten. Es zeigen sich jedoch bereits durch Überhitzung hervorgerufene makroskopisch gut erkennbare Risse. Trotz der über dem Schmelzpunkt von Aluminium liegenden Temperatur sind nur wenige Tropfen geschmolzenes und wieder erstarrtes Aluminium ausgeschwitzt worden. Bei einer weiteren Erhöhung der Temperatur auf 850 °C ist dann schließlich die Erweichung so stark, daß außer einer Vergrößerung der Risse auch die äußere Form deformiert wird.

Ganz ähnlich verhalten sich die in Bild 3.14 dargestellten Gewindebolzen. Prinzipiell bleibt auch hier die äußere Form bis 700 °C erhalten und geht erst bei einer Glühtemperatur von 850 °C durch zu große Plastizität verloren. Erste erkennbare Veränderungen durch Überhitzung sind bei

einer Glühtemperatur von 700 °C durch Blasenbildung zu erkennen.

Selbstverständlich hat diese zuletzt erwähnte Tatsache keine Bedeutung, da bei Temperaturen über 450 °C SAP-Halbzeuge keine praktisch mehr verwertbaren Festigkeitseigenschaften besitzen und bei einer Erwärmung über 600 °C eine Zerstörung des Feingefüges auftritt. Bild 3.15 (Bildanhang) zeigt hierzu das Mikrogefüge von SAP 865 nach einstündigem Glühen bei einer Temperatur von 650 °C mit deutlich erkennbaren Mikrorissen. Das Verhalten der SAP-Halbzeuge bei Temperaturen über dem Schmelzpunkt von Aluminium ist jedoch zur Charakterisierung der Rolle der Aluminiumoxydeinschlüsse gut geeignet.

SAP läßt sich im Temperaturbereich von etwa 550 bis 450 °C gut Schmieden und Warmpressen, wobei im allgemeinen von stranggepreßten Stäben ausgegangen wird. Infolge der hohen Wärmeleitfähigkeit ist es dabei zweckmäßig, Hammerbahn, Sättel und Gesenke auf Temperaturen von ungefähr 250 bis 300 °C vorzuwärmen, um eine zu schnelle Abkühlung der Werkstücke zu vermeiden. Schmiedetemperaturen unter 450 °C sind schädlich und führen durch Rißbildung zur vorzeitigen Zerstörung der Schmiedeteile. Die Vorwärm- und Durchwärmzeiten entsprechen denjenigen von Aluminium-Legierungen. Der Stauchgrad beträgt bei Schmiedetemperatur in einer Richtung maximal 40 Prozent, wogegen im Gesenk auch größere Verformungen möglich sind. Die Verformungsgeschwindigkeit soll nicht zu gering gewählt werden. Günstig ist z.B. ein Lufthammer oder Brettfallhammer, da bei zu niedriger Verformungsgeschwindigkeit das Material zur Rißbildung neigt.

Die folgenden Bilder 3.16 bis 3.21 (Bildanhang) zeigen Schmiedeteile im vorgeschmiedeten und fertig bearbeiteten Zustand.

Von den verschiedenen, vor allem bei Blechen vorkommenden Verformungsvorgängen sollen hier das Abkanten, Runden, Schweißen, Einziehen, Tiefziehen, Streckziehen, Glätt-schwingen und Bördeln betrachtet werden.



Nach Irmann [19] erfordert SAP bei Raumtemperatur einen Abkantradius von  $6 \cdot s$ , wobei  $s$  die Blechdicke ist. Untersuchungen des Instituts für Werkstoffe, Pirna, [22] ergaben jedoch, daß bei Blechdicken unter 1 mm auch ein Biegeradius von  $3,5 \cdot s$ , bei 1 mm ein solcher von  $4 \cdot s$  und bei 2 mm ein Radius von  $5 \cdot s$  bereits ausreichend sind. In Bild 3.22 (Bildanhang) sind U-Profile dargestellt, die aus SAP-Blech der Qualität 895, Dicke 1 mm, mit den vorgenannten Biegeradien hergestellt wurden.

W.M. Doyle [10] berichtet ebenfalls über Versuche zur Ermittlung des geringsten Biegeradius allerdings unter Einbeziehung erhöhter Temperaturen bis  $530^\circ\text{C}$  an Blechen aus Hiduminium 100 mit Dicken von 1,62; 1,35 und 1,07 mm. Die Ergebnisse dieser Untersuchung, für die eine jeweils auf Prüftemperatur vorgewärmte Biegeapparatur verwendet wurde, sind in Bild 3.23 dargestellt.

Es ist zu erkennen, daß durch eine Erhöhung der Temperatur von Raumtemperatur bis  $\approx 310^\circ\text{C}$  keine wesentliche Verbesserung des Verhältnisses von Biegeradius zu Blechdicke erzielt werden konnte. Bei weiterer Erhöhung der Temperatur verbessert sich jedoch dieses Verhältnis sehr schnell und erreicht bei 400 bis  $450^\circ\text{C}$  seinen geringsten Wert. Bei weiterer Erhöhung der Biegetemperatur wurde von Doyle wieder eine deutliche Verschlechterung der Verhältniszahl bis zu Temperaturen von  $530^\circ\text{C}$  festgestellt, wobei die bei Raumtemperatur

ermittelten Eigenschaften nahezu wieder erreicht werden. Für das Verhalten über  $450^\circ\text{C}$  liegt vorerst noch keine

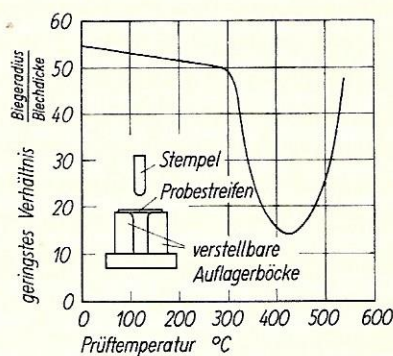


Bild 3.23 Kurve der Mindestverhältnisse von Biegeradius zu Blechdicke, die an Blechen der Qualität Hiduminium 100 mit einer Dicke von 1,62 mm in Abhängigkeit der Prüftemperatur ermittelt wurden. Die eingezeichneten Ergebnisse gelten für die Längs- und Querrichtung der Probebleche [10]

Erklärung vor. Der geringste Wert des Verhältnisses Biegeradius/Blechdicke wurde für Raumtemperatur mit 5,5 und im günstigsten Temperaturbereich zwischen 400 und 450 °C mit 1,5 ermittelt. Für die in Bild 3.23 für eine Blechdicke von 1,62 mm ermittelten Ergebnisse konnte hierbei kein Unterschied zwischen der Quer- und Längsrichtung der Probebleche festgestellt werden. Bei geringeren Blechdicken dagegen ergeben die Werte der Längsproben bei Temperaturen unter 300 °C gegenüber den Angaben des Bilds 3.23 günstigere Werte, während die Ergebnisse der Querproben mit denjenigen des Bilds 3.23 übereinstimmen.

Aus den Untersuchungen von Doyle geht also hervor, daß der Temperaturbereich von 400 bis 450 °C sowohl für das Biegen als auch für andere Verformungsvorgänge die günstigsten Verformungseigenschaften erwarten läßt.

Die hohe Härte von SAP-Blechen ergibt beim Runden eine verhältnismäßig große Rückfederung. In Bild 3.24 (Bildanhang) sind hierfür verschiedene Beispiele gezeigt. Als Vergleichswerkstoff wurde LW 3355.25 (AlMgSi) benutzt, der im weichen Zustand nur eine vernachlässigbar kleine Rückfederung besitzt. Die Rückfederung von SAP-Blech ergibt dabei nach [22] bei konstanter Blechdicke mit größer werdenden Rundungsdurchmesser größere Werte.

SAP-Bleche lassen sich jedoch trotz der verhältnismäßig schwierigen Verformbarkeit bei Raumtemperatur gut schweißen, wie aus Bild 3.25 (Bildanhang) für Blechdicken von 0,5; 1,0 und 2,0 mm an Winkelprofilen gezeigt wird.

Dagegen besteht keine Möglichkeit, SAP bei Raumtemperatur mit dem Junkerschen Einziehapparat einzuziehen. Der disperse Anteil an Aluminiumoxyd verhindert eine freie Stauchung, wie sie in Bild 3.26 (Bildanhang) bei dem wieder als Vergleichswerkstoff benutztem LW 3355.25 ohne weiteres möglich ist.

Versuche mit dem Ziel, Formteile nach dem Streckziehverfahren bei Raumtemperatur herzustellen, erbrachten bisher nur wenig positive Ergebnisse. Dagegen ist es möglich,



räumlich verformte Bauteile nach dem Glättschwingverfahren herzustellen.

Die üblicherweise angewendeten Methoden zum Tiefziehen führen bei Raumtemperatur ebenfalls nicht zum Erfolg, wie die in Bild 3.27a (Bildanhang) dargestellte ausgesplitterte Ronde einer Näpfchenziehprobe beweist. Dagegen war es möglich, nach Vorwärmen der Probe auf 450 °C die Näpfchenprobe einwandfrei herzustellen, wie aus Bild 3.27b (Bildanhang) hervorgeht.

Es erscheint in diesem Zusammenhang von Interesse, auf ein bisher wenig bekanntes Verformungsverfahren hinzuweisen, das nach den Ausführungen von Doyle [10] bei Blechen aus Hiduminium 100 und anderen schwierig verformbaren Werkstoffen zu günstigen Ergebnissen geführt hat. Es handelt sich hierbei um das durch Mark Tyzack und Söhne in London entwickelte und patentierte sogenannte Dyzacking-Verfahren.

Das Verfahren erscheint gegenüber den üblichen Tiefziehverfahren sehr kompliziert. Es ist jedoch die einzige bekannt gewordene Methode, so schwierig verformbare Werkstoffe wie SAP-Bleche bei Raumtemperatur verformen zu können. Weitere Vorteile des Verfahrens sind, daß es sich gut zur Herstellung von Prototypen und geringen Stückzahlen eignet, daß die fertigen Formteile keine Verringerung der Wandstärke gegenüber der Ausgangsblechdicke zeigen und eine absolute Maßgenauigkeit bei gleichzeitiger Unterbindung der Rückfederung gewährleistet ist.

Beim Dyzacking-Verfahren, das hier ausführlicher beschrieben werden soll, da es eine Besonderheit auf dem Gebiete der Blechverformung darstellt, wird eine gut steuerbare Presse oder ein Fallhammer mit einem Obergesenk aus einer Bleilegierung oder einem anderen weichen Metall benutzt. Das Untergesenk dagegen besteht aus Stahl oder Gußeisen unter Verwendung von Eintritts- bzw. Grundflächenradien, die größer sind als die geringsten zulässigen Biegeradien der jeweils verwendeten Blechdicken.

Die Durchführung der einzelnen Arbeitgänge soll an Hand von Bild 3.28 (Seite 44) besprochen werden.

Nach Zentrierung der beiden Gesenke, Bild 3.28a, wird das verformbare Obergesenk, dessen Form dem Untergesenk noch

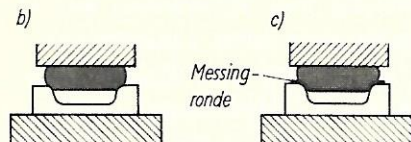
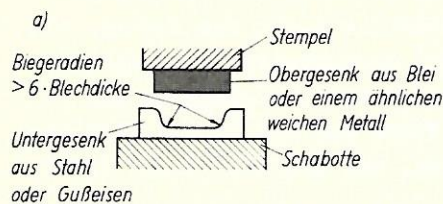


Bild 3.28 Schematische Darstellung des Dydzacking-Verfahrens zur Herstellung von Tiefziehteilen aus SAP [10]

nicht angepaßt ist, auf das Untergesenk aufgeschlagen. Die Verformung wird hierbei nur soweit geführt, daß das Obergesenk, wie aus Bild 3.28b hervorgeht, nur wenig in das Untergesenk hinein geschlagen wird. Anschließend hieran wird ein Stück Messingblech von der gleichen Dicke wie das zu verarbeitende Material über das Untergesenk gelegt und durch weitere Schläge soweit verformt, wie das Obergesenk bereits vorgeformt war. Hierbei wird das Obergesenk gleichzeitig um die Dicke des zu verarbeitenden Blechmaterials gegenüber der Form

nach Bild 3.28b verkleinert (Bild 3.28c). Im Anschluß hieran werden die Werkstücke aus Hiduminium oder SAP soweit verformt, wie es das vorgeformte Obergesenk gestattet (Bild 3.28d). Danach wird das Messingblech wieder eingelegt und durch eine Serie weiterer Schläge Messingblech und Obergesenk weiter verformt. Die einzelnen Arbeitsgänge werden so oft wiederholt, bis die Werkstücke die gewünschte Form des Untergesenks angenommen haben (Bild 3.28e).

### 3.4.2. Spanabhebende Formung

Die Zerspanbarkeit von SAP entspricht im wesentlichen derjenigen aushärtbarer Aluminium-Legierungen. Sie ist gegenüber der Al-Legierung LW 3125.33 (AlCuMg), die gleiche



Raumtemperaturfestigkeiten besitzt, schlechter und kann mit den Zerspanungseigenschaften von LW 3455.53 (AlZnMgCu) verglichen werden, deren Raumtemperaturfestigkeit um etwa 38 Prozent über derjenigen von SAP liegt. Die im SAP enthaltenen Oxideinschlüsse ergeben in Verbindung mit der großen Feinkörnigkeit des Materials im Gegensatz zu den schmelzmetallurgisch hergestellten Aluminium-Legierungen einen kurzen Bröckelspan. Zur Erzielung optimaler Zerspanungseigenschaften müssen für die Bearbeitung hochverschleißfeste Schneidstoffe aus Hartmetall oder kobalthaltigem Werkzeugstahl mit einwandfrei geläppter Schneide und polierter Spannuten in Verbindung mit einer geeigneten Schneidöl-Emulsion eingesetzt werden. Die Frei- und Spanwinkel der Werkzeuge sind hierbei so groß als möglich, die Schneidenzahl bei mehrschneidigen Werkzeugen jedoch so klein als möglich zu wählen.

Bei den im folgenden angegebenen Bearbeitungskennwerten handelt es sich um Richtwerte [22], die die günstigste Größenordnung der jeweiligen Zerspanungskenngrößen kennzeichnen.

Zerspanungskenngrößen für die		B o h r b a r k e i t
Schneidstoff		DMo 5, E18Co5
Vorschub		0,2 ... 0,4 mm/U
Kühlschmiermittel		Schneidöl-Emulsion (Spiritrus mit Ölzusatz)
Spitzenwinkel		135 ... 145°
Hinterschliffwinkel		11°
Drallwinkel bei Bohrtiefe <2d		25°
bei Bohrtiefe >2d		40°
Querschneidenlänge		0,1d
Schneidengüte		geläpft
Spannuten		poliert
Zerspanungskenngrößen für die		D r e h b a r k e i t
Schneidwerkstoffe	HSS	E18Co5
	HM	HG 01, HG 10, HG 20
Schnittgeschwindigkeit	HSS	120 ... 180 m/min
	HM	200 ... 300 m/min

Vorschub		0,05 ... 0,2 mm/U
Einstellwinkel		60 ... 90°
Freiwinkel	HSS	10 ... 12°
	HM	8 ... 10°
Spanwinkel	HSS	20 ... 25°
	HM	10 ... 12°
Spanleitstufe		Breite 6s
		Tiefe 0,6 mm
Schneidengüte		geläppt ( $R_m = 2\mu m$ )
Zerspanungskenngrößen für die		F r ä s b a r k e i t
Schneidwerkstoff		EV4Co, E18Co5
Schnittgeschwindigkeit		80 ... 150 m/min
Vorschub		100 ... 200 mm/U
Kühlschmiermittel		Schneidöl-Emulsion (Spirit ritus mit Ölzusatz)
Spanwinkel		20 ... 25°
Freiwinkel		12 ... 15°
Drallwinkel		25°
Schneidenzahl		2 ... 3
Schneidengüte		geläppt
Spannuten		poliert
Rundlauffehler		max. 0,025 mm

### 3.4.3. Verbindungsverfahren

Auf Grund ihres speziellen Gefügebauaufbaus zeigen SAP-Halbzeuge ähnlich wie bei der spanlosen Formung auch bei den verschiedenen Verbindungsverfahren ein teilweise anderes Verhalten als es bei den konventionellen Aluminium-Legierungen üblich ist. Verantwortlich hierfür ist der Aluminiumoxydgehalt, dessen Teilchengröße und Teilchenabstand das Festigkeitsverhalten des Werkstoffs maßgeblich beeinflussen.

N i e t e n . Bleche aus SAP lassen sich in entsprechender Weise wie normale Aluminium-Bleche mit den üblichen Aluminium-Nieten zu Verbindungen zusammenfügen. Ist es hierbei wünschenswert, die spezifischen Hochtemperatureigenschaften auch bei der Nietverbindung zu erhalten,



dann müssen hierzu Niete aus SAP verwendet werden. Um die für das Schlagen der Niete erforderliche Verformbarkeit zu gewährleisten, findet hierzu ein SAP-Material mit einem Aluminiumoxydgehalt in der Größenordnung von 7 bis 10 Prozent Verwendung. In Bild 3.29 (Bildanhang) sind stranggepreßter und anschließend kalibrierter Nietdraht, Niete und Nietverbindungen aus SAP gezeigt. Der hierbei verwendete Aluminiumoxydgehalt bei den auf Bild 3.29 dargestellten Nieten beträgt  $\approx 9,0$  Prozent. Für alle diejenigen Fälle, bei denen ein höherer Verformungsgrad und eine größere Sicherheit beim Schlagen der Niete erforderlich sind, wird von der AIAG ein Nietmaterial der Qualität SAP 930 mit etwa 7 % Aluminiumoxydgehalt geliefert. Können die Niete warm geschlagen werden, dann sollen Temperaturen zwischen 400 bis 450 °C vorgesehen werden.

Für die in Bild 3.29 dargestellten Niete wurde vom Institut für Werkstoffe, Pirna, [17] eine Scherfestigkeit bei Raumtemperatur von 15 kp/mm<sup>2</sup> ermittelt. Die Scherfestigkeit der in Bild 3.29 gezeigten Nietverbindung wurde bei Raumtemperatur mit 14 kp/mm<sup>2</sup> und bei 300 °C mit 8 kp/mm<sup>2</sup> bestimmt.

Bild 3.30 (Bildanhang) zeigt ein Ventilatorrad für heiße Gasströme in Nietkonstruktion aus SAP-Blech und einem SAP-Schmiedeteil.

S c h w e i ß e n    u n d    L ö t e n .    Ein weiteres wesentliches Merkmal für einen Konstruktionswerkstoff ist sein Verhalten bei der Herstellung von Schweiß- und Lötverbindungen. Für SAP-Werkstoffe ergeben sich hierbei jedoch gewisse Schwierigkeiten. So ist es z.B. nicht möglich, SAP-Halbzeuge nach dem Schmelzschweiß- oder Schutzgasschweißverfahren zu verbinden, da in dem schmelzflüssigen Schweißbad durch einen ständigen Zustrom von Aluminiumoxyd jede Verbindung verhindert wird. Außerdem würden die Festigkeitseigenschaften von SAP, die von einer bestimmten Anordnung der Oxydteilchen im Gefüge abhängig sind, bei einer Erwärmung über den Schmelzpunkt von Aluminium auf diejenige von Rein-Aluminium abfallen, da die Teilchenordnung gestört würde.

Dagegen führt die elektrische Abbrennstumpfschweißung bei der die überhitzte Zone am Schluß des Schweißvorgangs durch hohen Stauchdruck herausgepreßt wird, zu einer Schweißverbindung, die die 100%ige Festigkeit des Ausgangsmaterials aufweist und in ihrer Warmfestigkeit dem ungeschweißten SAP fast gleichkommt [19]. Der einzige Unterschied gegenüber dem Stumpfschweißprozeß an konventionellen Aluminium-Legierungen besteht darin, daß bei SAP zu Beginn der Schweißung ein geringerer Vorschub anzuwenden ist, der beim Fortschreiten des Prozesses gesteigert werden muß.

Ebenfalls anwendbar sind die elektrischen Widerstandsschweißverfahren (Punkt- und Rollnahtschweißung) [19, 22], für die nach [22] eine mittlere Scherfestigkeit je Schweißpunkt von 200 kp ermittelt werden konnte. Anwendbar, aber im praktischen Betrieb weniger von Bedeutung, ist die sogenannte Kaltpreßschweißung. Sie ergibt ebenfalls Schweißpunktfestigkeiten von etwa 220 kp.

Zum Löten von SAP [19] schreibt Irrmann, daß eine Weichlötung möglich ist. Auch Doyle [10] berichtete über die Verwendung eines Lots mit hohem Zinngehalt und einer Schmelztemperatur von 300 °C zur Weichlötung von SAP. Das Verfahren ist jedoch nur von geringem technischen Interesse, da bei der normalen Anwendungstemperatur von SAP-Blechen die Weichlote so gut wie keine Festigkeit mehr besitzen. Die Anwendung der Hartlötung führt ebenso zu keinem Erfolg, da bei den nahe 600 °C liegenden Löttemperaturen die Legierungselemente des Lots Veränderungen im Gefüge von SAP hervorrufen und so seine typischen Eigenschaften zerstören.

#### 3.4.4. Oberflächenbehandlung einschließlich chemisches Abtragen

SAP läßt sich nach den gleichen Arbeitsmethoden wie Aluminium-Legierungen durch Schleifen, Bürsten und Polieren bearbeiten. Es läßt sich nach [20] nach dem MBV- oder Alodine-Verfahren chemisch oxydieren und kann insbesondere zur Erhöhung der Verschleißfestigkeit der Oberfläche in gleicher Weise wie Aluminium-Legierungen anodisch oxydiert werden. Die hierbei erzielte Oxydschicht ist von grauer Farbe.



Das heute zur Herstellung von Bauteilen vielfach angewandte Verfahren des chemischen Abtragens ist ebenfalls mit Erfolg anwendbar. In Bild 3.31 sind die Festigkeitsergebnisse aufgeführt, die an Blechen aus SAP 895 ermittelt wurden, die von 4 mm Dicke auf 3, 2, 1 und 0,5 mm Dicke abgeätzt worden waren.

Blechdicke mm	$\sigma_{0,2}$ kp/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{zB}$ kp/mm <sup>2</sup>	$\delta_{10}$ %	HB 10 kp/mm <sup>2</sup>	Rauhtiefe	
					mittel $\mu$ m	max. $\mu$ m
4	28	35,4	8,2	91	0,15	0,3
3	28	35,6	7,3	97	5	8
2	27	35,6	6,88	92	7	12
1	27	36,0	6,5	90	6	13
0,5	28	34,4	4,6	97	8	14

Bild 3.31 Mechanische Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur von SAP-Blech, das chemisch von einer Ausgangsblechdicke von 4 mm auf 3, 2 und 1 mm abgetragen wurde [22]

Aus den Ergebnissen ist zu erkennen, daß die Zugfestigkeit, die 0,2-Grenze und die Härte durch den chemischen Prozeß nicht nachteilig beeinflußt werden. Die Abnahme der Dehnung mit abnehmender Blechdicke ist auf den Einfluß der Oberflächenrauigkeit zurückzuführen, da sich bei dünnen Querschnitten die vorhandene Kerbwirkung stärker bemerkbar macht als bei größeren Blechdicken.

#### 4. Einsatzmöglichkeiten von SAP-Halbzeugen

Durch die Entwicklung von Halbzeugen auf SAP-Basis wurden dem Aluminium eine ganze Reihe neuer Anwendungsmöglichkeiten erschlossen, die ihm bisher versagt waren. Maßgebend hierbei ist in erster Linie die hervorragende Warmfestigkeit der SAP-Werkstoffe, die über derjenigen aller bekannten aushärtbaren Aluminiumknet- und -gußlegierungen liegt, und seine hervorstechendste Eigenschaft, auch nach langandauernder Erwärmung auf Temperaturen bis etwa 500 °C

beizubehalten. Von Vorteil ist weiter die geringe Dichte von  $2,8 \text{ g/cm}^3$ , der vortreffliche Korrosionswiderstand und seine Unempfindlichkeit gegenüber interkristalliner und Spannungskorrosion.

Die gute thermische und elektrische Leitfähigkeit der SAP-Halbzeuge kann in der chemischen Industrie für Wärmetauscher und in der Elektrotechnik ausgenutzt werden.

Für die Herstellung von Bauteilen stehen alle für Knetmaterialien üblichen Halbzeugarten, wie z.B. stranggepreßte Stäbe und Profile, Rohre, Bleche, Stanz- und Schmiedeteile zur Verfügung. Die Weiterverarbeitung dieser Halbzeuge erfordert eine größere Sorgfalt, als sie bei üblichem Aluminiumknetmaterial erforderlich ist, und zur Verbesserung der Verformungseigenschaften die Anwendung erhöhter Temperaturen im Bereich von 400 bis 450 °C.

Von Irrmann [19], Goetzel [2] und Doyle [10] werden eine ganze Reihe spezieller Anwendungsgebiete genannt, z.B. Kolben, Kolbenringe, Kolbenböden, Zylinderköpfe und Verdichterschaukeln für die Kraftfahrzeug- und die Luftfahrtindustrie. Irrmann hält sogar die Verwendung für Außenhäute von Überschallflugzeugen für möglich.

Eine Verwendung im elektrischen Apparatebau, in der Instrumentenindustrie und der chemischen Industrie ist für Gehäuse, Heißluftgebläseräder, Wärmetauscher und verschleißfeste Teile möglich. Bleche können zu den verschiedensten Arten von Wärmeabschirmungen und zur Herstellung von Honigwaben und Sandwichformen verarbeitet werden. Zur Herstellung von Verbindungen, bei denen es darauf ankommt, die hohe Warmfestigkeit von SAP auszunutzen, können Nieten, Bolzen und Schrauben aus dem gleichen Werkstoff verwandt werden.

Die hohe Neutronendurchlässigkeit, gute Warmfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit machen SAP geeignet zur Herstellung von Rohren als Umhüllung für Uranstäbe im Reaktorbau.



## 5. Schlußbetrachtungen

Es wird über eine neuartige Gruppe von Werkstoffen berichtet, die aus gesintertem Rein-Aluminiumpulver hergestellt werden. Diese Werkstoffe zeichnen sich durch eine gegenüber den üblichen Aluminiumknet- und Gußlegierungen bedeutend erhöhte Warmfestigkeit aus, die, allen gemeinsam, durch eine zweite feindisperse unlösliche Phase hervorgerufen wird. Die zur Erzielung optimaler Eigenschaften notwendige Feinheit und gleichmäßige Verteilung dieser zweiten Phase kann dabei nur durch die Methoden der Pulvermetallurgie erreicht werden. Diese Tatsache ist jedoch insofern von Nachteil, als die Herstellung eines geeigneten Ausgangspulvers und die Weiterverarbeitung dieses Pulvers zum fertigen Halbzeug sehr viel schwieriger und damit teurer ist, als die Herstellung entsprechender Halbzeuge aus den bisher üblichen Aluminiumknet- und Gußlegierungen.

Dies ist auch als ein wesentlicher Grund dafür mit zu werten, daß sich z.Z. die Anwendung von SAP nur auf verhältnismäßig wenige und sehr spezielle Gebiete des allgemeinen Maschinenbaus, der Kerntechnik und des Fahrzeugbaus beschränkt. Andererseits ist zu berücksichtigen, daß in den vergangenen 10 Jahren auch von den Aluminiumknet- und Gußmaterial herstellenden Firmen große Anstrengungen gemacht wurden, den beachtlichen Fortschritt, vor allem in der Warmfestigkeit von SAP, durch Weiterentwicklung der bekannten Knetlegierungen weitestgehend auszugleichen. Als ein Vertreter dieser Werkstoffentwicklung wurde die sowjetische aushärtbare Knetlegierung А 20 zum Vergleich immer mit herangezogen.

Im gleichen Zeitraum sind auch die Methoden zur Entwicklung und Herstellung von geeigneten Titanlegierungen, die noch bis zu Temperaturen von ungefähr 450 °C brauchbare Festigkeitseigenschaften ergeben, entscheidend weiterentwickelt und verbilligt worden, so daß vor allem vom Flugzeugbau diesen Legierungen wegen ihrer im Vergleich zum SAP noch bedeutend höheren Warmfestigkeit teilweise der Vorzug gegeben wird.

Es wurde für zweckmäßig erachtet, den speziellen Teil der Ausführungen nur auf solche Aluminiumsinterwerkstoffe zu beschränken, die Aluminiumoxyd als disperse Phase enthalten. Es wurde jedoch angedeutet, daß nach Arbeiten von Towner [6] die Möglichkeit einer weiteren Verbesserung der Festigkeitseigenschaften von Aluminiumsinterwerkstoffen bei einer gleichzeitig nicht unwesentlichen Verbilligung des Herstellungsverfahrens durch Anwendung eines grobverdühten Pulvers, das als Dispersoid geeignete intermetallische Phasen enthält, erwartet werden kann.

Alle diejenigen Leser, die sich über Eigenschaften und Kennwerte von SAP unterrichten wollen, die im Rahmen dieser kurzen Einführung keine Berücksichtigung finden konnten, werden auf die angeführte Literatur verwiesen.

Darüber hinaus besteht die Möglichkeit, spezielle Anfragen an das Institut für Werkstoffe des Forschungszentrums der Luftfahrtindustrie, Pirna, zu richten.



Begriffserklärungen für Fachworte

Adhäsion, die: Haften von Stoffen aneinander, beruhend auf Kräften, die die Moleküle verschiedener Stoffe aufeinander ausüben, wenn sie sich sehr nahe kommen.

Affinität, die: chemische Verwandtschaft: Triebkraft einer chemischen Reaktion.

Agglomeration, die: Zusammenballung kleiner Stoffteilchen zu größeren Teilen.

Deformation, die: Formänderung eines Körpers durch äußere Kräfte, z.B. Druck.

Diaphragma, das: poröse Scheidewand (Membran) als Filter für Gase und Flüssigkeiten.

Dispersion, die: System, bei dem sich ein feinverteilter Stoff, das Dispergens, in einem gasförmigen, flüssigen oder festen Dispersionsmittel befindet.

Dispersoid, das: Bezeichnung der in einer Dispersion fein verteilten kleinen Teilchen.

Dispersitätsgrad, der: Kennzeichnung der Verteilungsform der in einer Dispersion vorhandenen feinen Teilchen.

Drucksinterung, die: Fertigsintern eines Pulvers oder Preßlings unter gleichzeitigem Druck zur Erzielung einer hohen Dichte der Sinterteile.

Fraktion, die: Anteil einer ursprünglichen Pulvermenge, der beim Absieben durch Siebe verschiedener Maschenweite für sich aufgefangen wird.

Füllichte, die: Masse der Raumeinheit lose gefüllten Pulvers.

Hartstoffe, die: Karbide, Boride, Nitride und Silizide der Übergangsmetalle der vierten bis sechsten Gruppe des periodischen Systems.

intermetallische Phase, auch intermediäre Kristallart, die: Kristallart, die allgemein in einem Mehrstoffsystem zwei oder mehr Bestandteile enthält.

Matrix, die: Grundsubstanz, in der Einschlüsse eingelagert sind.

Metalloide, die: chemische Elemente, die keine Metalleigenschaften besitzen. Auch unter der Bezeichnung Nichtmetalle bekannt. Typische Metalloide sind N, P, B, Si, As, O, N.

Phase, die: Zustandsform für Teile eines Stoffs in der physikalischen Chemie, die in sich homogen sind und sich voneinander durch scharfe Trennungsflächen (Phasengrenzflächen) abgrenzen.

Pseudolegierung, die: Vereinigung von Metallen, die sich im flüssigen Zustand nicht mischen, durch Vermengen ihrer Pulver und anschließendes Sintern.

Rekristallisation, die: Umkristallisation von kaltverfestigten Werkstoffen bei einer für jedes Metall typischen Temperatur (Rekristallisationstemperatur); Rückbildung der mechanischen Eigenschaften und Entstehung eines neuen Gefüges.

Solidustemperatur, die: Temperatur, bei der die Schmelze einer betreffenden Legierung erstarrt ist.

Synthese, die: künstlicher Aufbau chemischer Verbindungen aus einfacheren Stoffen, manchmal sogar aus den Grundstoffen selbst.



Literaturzusammenstellung

- [1] Sauerwald, F.: Über synthetische Metallkörper.  
Zeit. anorg. allgemeine Chemie, 1922, S. 277 bis 294.
- [2] Goetzel, G.: DISPERSION STRENGTHENED ALLOYS: The Possibilities for Light Metals.  
Journal of Metals - 189, März 1959, S. 189 bis 193.
- [3] Kieffer, R. u. W. Hotop: Pulvermetallurgie und Sinterwerkstoffe.  
Berlin: Springer-Verlag, 1948.
- [4] Skaupy, F.: Metallkeramik.  
Weinheim, Bergstraße: Verlag Chemie G.m.b.H., 1950.
- [5] Von Zeerleder, A.: Technologie des Aluminiums und seiner Leichtlegierungen.  
Leipzig: Akademische Verlagsgesellschaft Geest & Portig K.G.
- [6] Towner, R.J.: Atomized Powder Alloys of Aluminium.  
Metal Progress, May 1958, S. 70 bis 76 und 178.
- [7] Grant, J. und O. Preston: Dispersed Hard Particle Strengthening of Metals.  
Journal of Metals, März 1957.
- [8] Irrmann, R.: Propriétés et applications de l'aluminium fritté.  
ALUMINIUM SUISSE, No. 1, 1954.
- [9] Von Zeerleder: Entwicklung und Stand von Sinteraluminium.  
Metallkunde, Bd. 46, 1955, Heft 11.
- [10] Doyle, W.M.: The Properties of Hiduminium 100 (SAP) in Sheet Form.  
Sheet Metal Industries, Dez. 1955.
- [11] Leyle, J.P.: Excellent Products of Aluminium Powder Metallurgy.  
Metal Progress 1952, Vol. 62, No. 6.

- [12] Lenel, F.V., A.B. Backensto and M.V. Rose: Properties of Aluminium Powders  
And of Extrusions Produced From Them.  
Journal of Metals, January 1957.
- [13] Gregory, E. and N.J. Grant: Aluminium Powder Products  
Compared.  
Iron Age 1952, Vol. 170, (ref. in [2] ).
- [14] Gregory, E. and N.J. Grant: High Temperature Strength  
of Wrought Aluminium Powder Products.  
Journal of Metals, February 1954.
- [15] Rohner, F.: A Theory of the Age Hardening of Aluminium - Copper Alloys based on Vacant Lattice Sites.  
Journal Inst. of Metals, 1947, (ref. in [12] ).
- [16] Lenel, F.V., G.S. Ansell and E.C. Nelson: Metallography of Aluminium Powder Extrusions.  
Journal of Metals, Jan. 1957.
- [17] Institut für Werkstoffe, Pirna: Aus bisher unveröffentlichten Untersuchungsergebnissen.
- [18] Seith, W. und G. Löpmann: Über die Diffusion von Metallen in gesinterten Aluminiumproben.  
Z. Elektrochemie, Nr. 4, 1952.
- [19] Irrmann, R.: SAP - der Aluminiumwerkstoff mit hoher Warmfestigkeit.  
Aluminium, 1957, Heft 4.
- [20] Werksprospekt der AIAG, Neuhaus, Schweiz "SAP - EIN NEUER LEICHTMETALL-WERKSTOFF".
- [21] Werksprospekt der AIAG, Neuhaus, Schweiz "Heat-resistant S.A.P.".
- [22] Institut für Werkstoffe, Pirna,  
Einsatzmöglichkeiten von Sinter-Aluminium-Pulver.
- [23] Tumanow, A.T.: Handbuch für Flugzeugwerkstoffe,  
Band II, Nichteisenmetalle.
- [24] Deutscher Normenausschuß, Materialprüfnormen für metallische Werkstoffe, DIN Taschenbuch 19.  
Berlin-Köln-Frankfurt: Beuth Vertrieb, 1953.



- [25] Institut für Werkstoffe, Pirna: Ermittlung von Kennwerten des warmfesten Aluminium-Sinter-Werkstoffs ASW.
- [26] Bollenrath, F.: Untersuchungen einiger mechanischer Eigenschaften von Sinteraluminium S.A.P. und S.A.P.-Avional.  
Forschungsberichte des Wirtschafts- und Verkehrsministeriums Nordrhein-Westfalen.
- [27] Böhle, F.: Leichtmetalle.  
Berlin-Göttingen-Heidelberg: Springer Verlag, 1956  
(Werkstattbücher).

Lehrschriften für die Berufsausbildung,  
die zur Pflichtliteratur für den Fachunterricht  
in den Betriebsberufs- und Betriebsschulen erklärt wurden

1. Ing. Hückel: Stahl und Eisen unter besonderer  
Berücksichtigung des Flugzeugbaus  
Bestell-Nr. 7202 DM 2,50
2. Dipl.-Ing. Hoffmann: Aufbau des Tragflügels  
Bestell-Nr. 7208 DM 1,50
3. Dipl.-Ing. Hoffmann: Aufbau des Rumpfes, Aufbau des  
Leitwerks, Aufbau der Steuerung  
Bestell-Nr. 7245 ca. DM 2,25
4. Dipl.-Ing. Hoffmann: Aufbau des Fahrwerks, Innenaus-  
stattung des Flugzeugs  
Bestell-Nr. 7246 ca. DM 2,00
5. Ing. Römer: Korrosion und Korrosionsschutz  
unter besonderer Berücksichti-  
gung des Flugzeugbaus  
Bestell-Nr. 7213 DM 2,00
6. J. Lehmann: Normalnieten  
Bestell-Nr. 7304 DM 1,00
7. A. Haak: Bördeln  
Bestell-Nr. 7306 DM 1,00



Weitere Veröffentlichungen  
der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel  
Vorträge und Abhandlungen

1. Obering. Strobel: Neuzeitliche Konstruktionen und Bauweisen im Flugzeugbau  
Bestell-Nr. 7001 DM 1,25
2. Prof. Dr. phil. Cordes: Das Strahltriebwerk als Flugzeugantrieb  
Bestell-Nr. 7002 DM 1,30
3. Prof. Dr.-Ing. Backhaus: Einführung in Probleme der aerodynamischen Flugzeuggestaltung  
Bestell-Nr. 7003 DM 1,30
4. Dipl.-Ing. Schmitt: Schwingungsprobleme im Flugzeugbau  
Bestell-Nr. 7006 DM 1,25
5. Dr.-Ing. Strauss: Windkanäle als Arbeitsmittel für die Flugzeugentwicklung  
Bestell-Nr. 7007 DM 1,75
6. Obering. Griebisch: Die Perspektiven der Flugzeugfertigung  
Bestell-Nr. 7008 DM 1,50
7. Dipl.-Ing. Günther: Festigkeitsprobleme des modernen Flugzeugbaus  
Bestell-Nr. 7009 DM 1,50
8. Dr.-Ing. Lehmann: Einige aerodynamische und flugmechanische Probleme des Verkehrsflugzeugbaus  
Bestell-Nr. 7010 DM 1,25
9. Dr. rer. nat. Grochalski: Ausnutzungsmöglichkeiten der Atomenergie für den Antrieb von Flugzeugen  
Bestell-Nr. 7011 DM 1,50
10. Dipl.-Ing. Jürgens: Diesseits und jenseits der Schallmauer - Aerodynamische Vorgänge bei Unter- und Überschallgeschwindigkeit  
Bestell-Nr. 7012 DM 1,00
11. Ing. Hauthal: Die technische Gamma-Durchstrahlung und die Perspektiven ihrer Anwendung in der Luftfahrtindustrie  
Bestell-Nr. 7013 DM 1,00

12. Prof. Dr.-Ing. Claussnitzer: Flugzeuggeräte und elektrische Ausrüstung von Flugzeugen (ein Überblick)  
Bestell-Nr. 7015 DM 1,50
13. Obering. Haseloff,  
Ing. Kokoschke: Druckkabinen und Klimaanlagen  
Bestell-Nr. 7016 DM 1,25
14. Ing. Paasch: Einführung in das Gebiet Festigkeitsvorschriften für Flugzeuge  
Bestell-Nr. 7017 DM 1,00
15. Dr.-Ing. Mansfeld: Organisation und Technik der Flugsicherung  
Bestell-Nr. 7019 DM 1,50

Lehrschriften für die Berufsausbildung und Qualifizierung

1. Dipl.-Ing. oec. Hehl,  
Dipl.-Ing. oec. Wintruff: Bedeutung des Flugzeugs und Flugzeugbaus in unserer Zeit  
Bestell-Nr. 7201 DM 1,50
2. Dipl.-Gwl. Günther: Einteilung und vergleichende Übersicht der Flugtriebwerke  
Bestell-Nr. 7212 DM 1,00
3. Dipl.-Ing. Berthold,  
Dipl.-Gwl. Günther: Physikalische Grundlagen der Flugzeugantriebe  
Bestell-Nr. 7219 DM 1,00
4. Dipl.-Ing. Kleiber: Elektrische Ausrüstung im Flugzeug  
Bestell-Nr. 7229 DM 2,50
5. Dipl.-Ing. Richter: Grundlagen der elektrischen Bordgeräte  
Bestell-Nr. 7227 DM 2,25
6. Ing. George: Metallschweißen im Flugzeugbau  
Bestell-Nr. 7226 DM 2,50

Bestellungen, möglichst Sammelbestellungen, nehmen für die Mitarbeiter der Luftfahrtindustrie die Technischen Kabinette in den Werken oder andere dafür bestimmte Abteilungen entgegen. Alle anderen Interessenten geben ihre Bestellungen bei der Zentralstelle für Literatur und Lehrmittel, Abteilung Bestell- und Lieferwesen, Dresden N 2, Postfach 40, auf.



Bild 1.5 Lichtmikroskopische Aufnahme von SAP 865, Querschliff [22]  
 $V = 200 : 1$

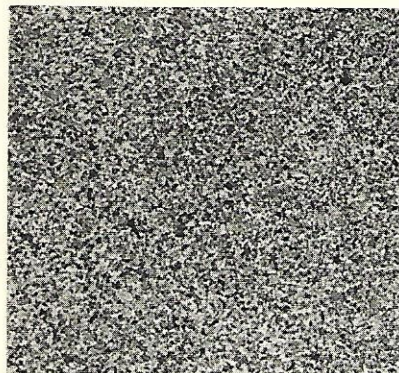


Bild 1.5

Bild 1.6 Elektronenmikroskopische Aufnahme von SAP 865, Querschliff geätzt  
 $V = 40000 : 1$

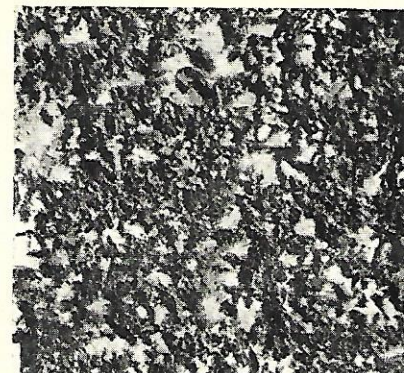


Bild 1.6

Bild 1.7 Lichtmikroskopische Aufnahme von ausgehärtetem AlCuMg (LW 3115),  
 Querschliff geätzt [17]  $V = 200 : 1$



Bild 1.7

Bild 1.9 Druckverdüstes Aluminiumpulver, ungeätzt [17]  $V = 20 : 1$



Bild 1.9

Bild 1.11 Aluminium-Blättchenpulver, ungeätzt,  
 Fülldichte 0,2 bis 0,3 kg/dm<sup>3</sup> [17]  $V = 100 : 1$



Bild 1.11

Bild 1.13 Aluminium-Schwerpulver, geätzt mit gesättigter Kalilauge (KOH),  
 Fülldichte  $> 0,7$  kg/dm<sup>3</sup> [17]  $V = 300 : 1$



Bild 1.13



Bild 1.10 Schwingmühle VIBRATOM mit 125 Liter Nutzinhalt  
 Hersteller: Siebtechnik, Mühlheim/Ruhr

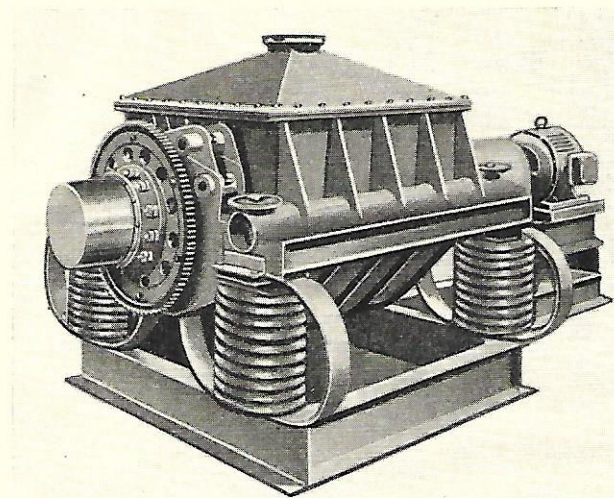


Bild 1.10

Bild 1.12 Schwingmühle VIBRATOM mit 4 Mahlgefäßen aus Porzellan.  
 Nutzinhalt/Gefäß 1,5 bis 5 Liter  
 Hersteller: Siebtechnik, Mühlheim/Ruhr

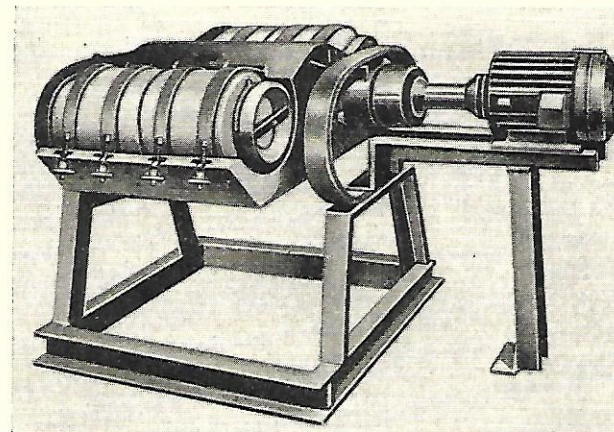


Bild 1.12

Bild 3.13 Abschnitte von Rundstangen aus SAP 865 mit einem Durchmesser von 50, 30 und 10 mm, die eine Stunde bei Temperaturen von 550, 600, 700 und 850 °C gegläht wurden [17]

Probe	1	2	3	4
Temperatur °C	550	600	700	850

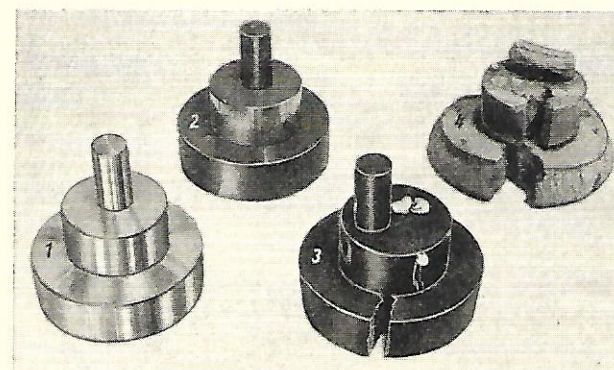
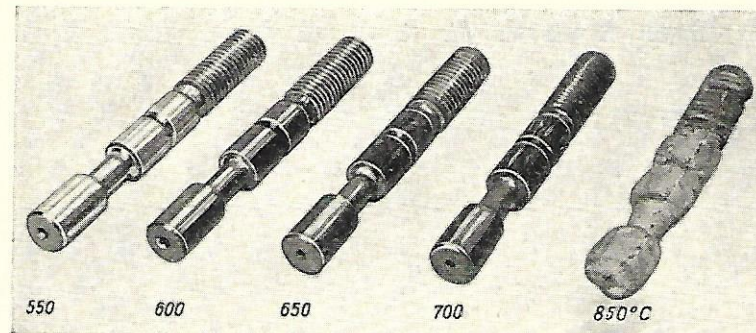


Bild 3.13

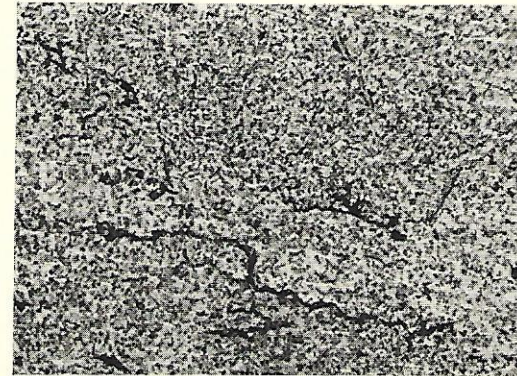


Bild 3.14 Gewindebolzen aus SAP 865, die eine Stunde bei Temperaturen von 550, 600, 700 und 850 °C gegläht wurden [17]



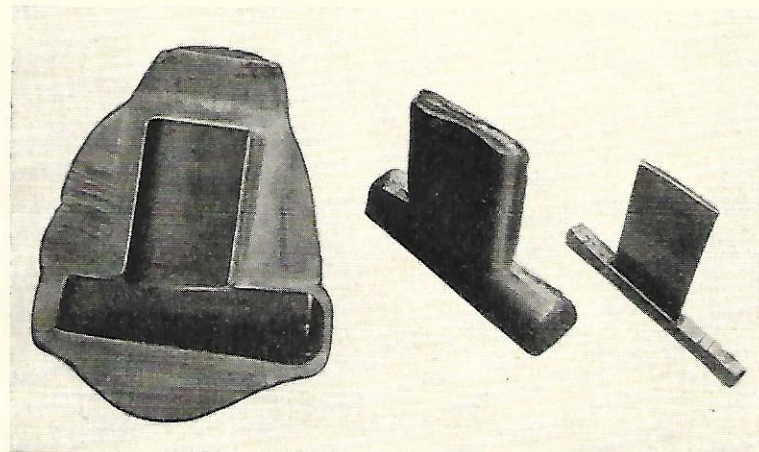
△ Bild 3.14

Bild 3.15 Mikrogefüge von SAP 865 nach einer einstündigen Glühung bei 650 °C mit beginnenden Mikrorissen, die durch zu hohe Glühtemperatur hervorgerufen werden, geätzt mit gesättigter KOH [22]  
V = 550 : 1



▷ Bild 3.15

Bild 3.16 Verdichterschaufel aus SAP 865 im gesenkgeschmiedeten und fertig bearbeiteten Zustand [22]



△ Bild 3.16



Bild 3.17 Gebläserad aus SAP 865 im vorgeschmiedeten Zustand [21]

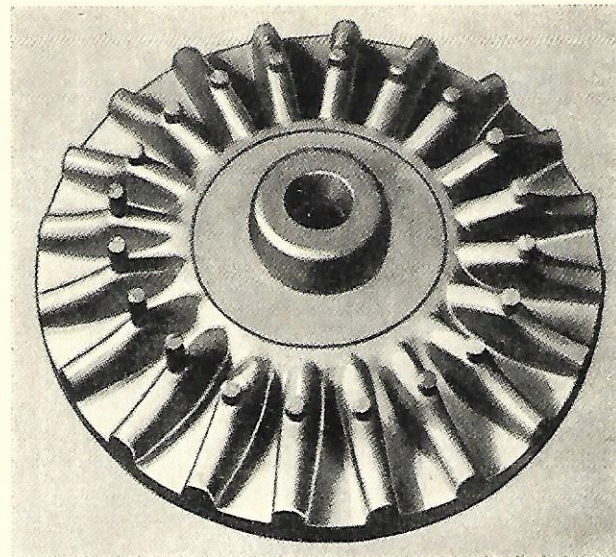


Bild 3.17

Bild 3.18 Gebläserad wie Bild 3.17 im fertig bearbeiteten Zustand [21]

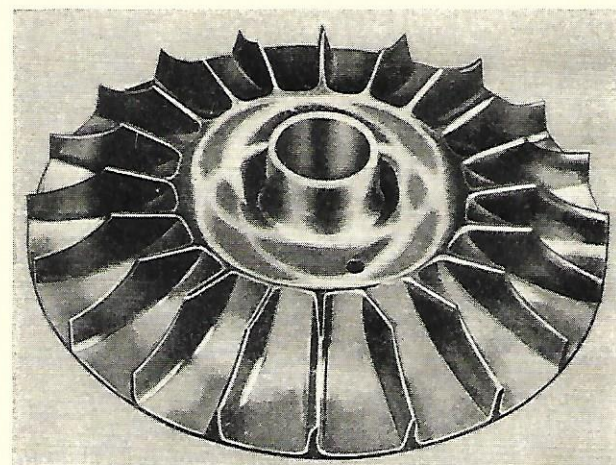


Bild 3.18

Bild 3.19 Geschmiedeter Kolben aus SAP [19]

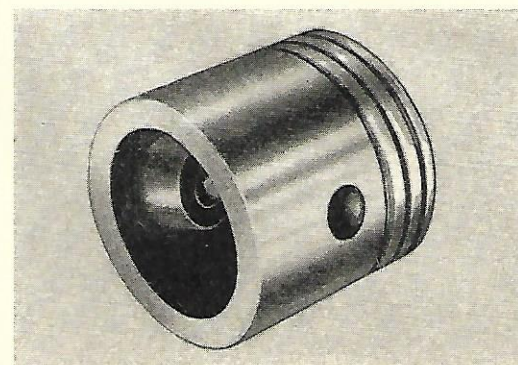


Bild 3.19



Bild 3.20 Schmiedeteil aus SAP [19]

Bild 3.21 Schmiedeteil aus SAP [19]

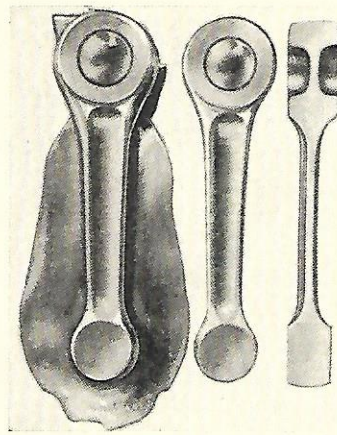


Bild 3.20

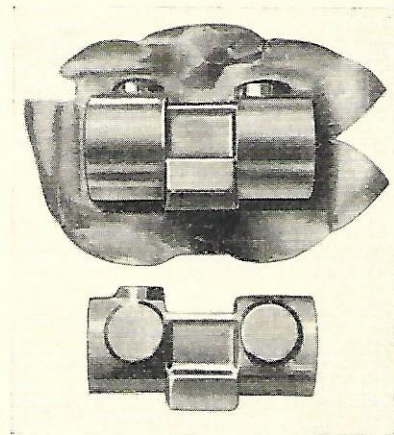


Bild 3.21

Bild 3.22 U-Profile aus SAP 895 [22]

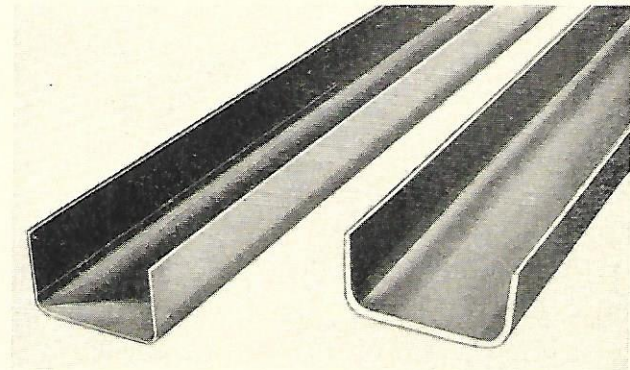


Bild 3.22

Bild 3.24 Gerundete Proben aus SAP 895 im Vergleich zu  
LW 3355.25 (AlMgSi) [22]  
1 SAP 895                      2 LW 3355.25

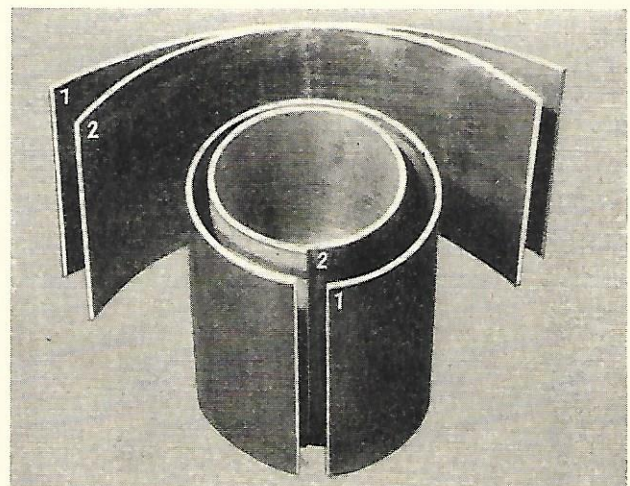


Bild 3.24

Bild 3.25 Geschweifte Proben aus SAP 895 mit Blechdicken von 0,5; 1,0 und 2,0 mm [22]

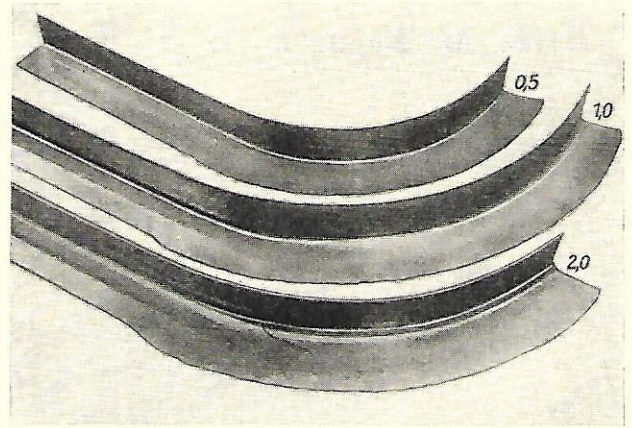


Bild 3.26 Einziehversuche an Winkelprofilen aus SAP 895 und LW 3325.25 [22]  
1 SAP 895                      2 LW 3325.25

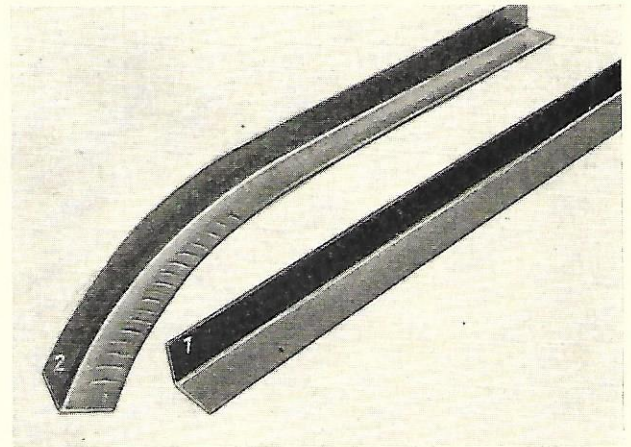


Bild 3.27 Näpfchenziehprobe aus Blech der Qualität SAP 895 (Dicke 2 mm)  
a) bei Raumtemperatur, b) bei einer Temperatur von 450 °C [22]

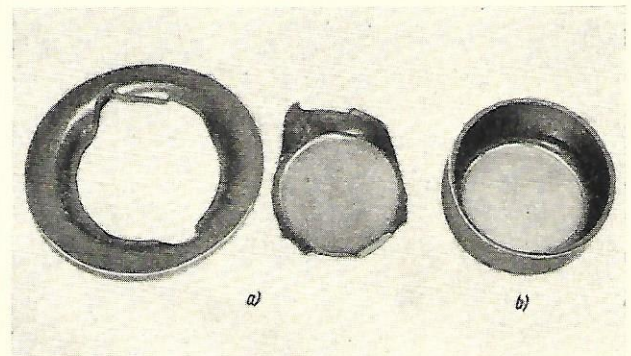




Bild 3.29 Stranggepreßter, kalibrierter Draht, geschlagene Nieten und Nietverbindungen aus Blech der Qualität SAP 895 und Nietmaterial mit einem Aluminiumoxydgehalt von 9,0 % [17]

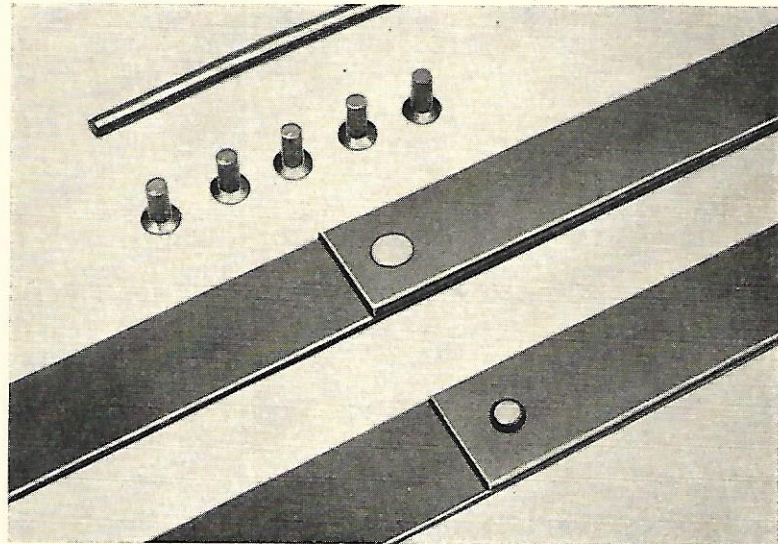


Bild 3.29

Bild 3.30 Heißluftventilatorrad aus SAP-Blech und -Schmiedeteil [19]

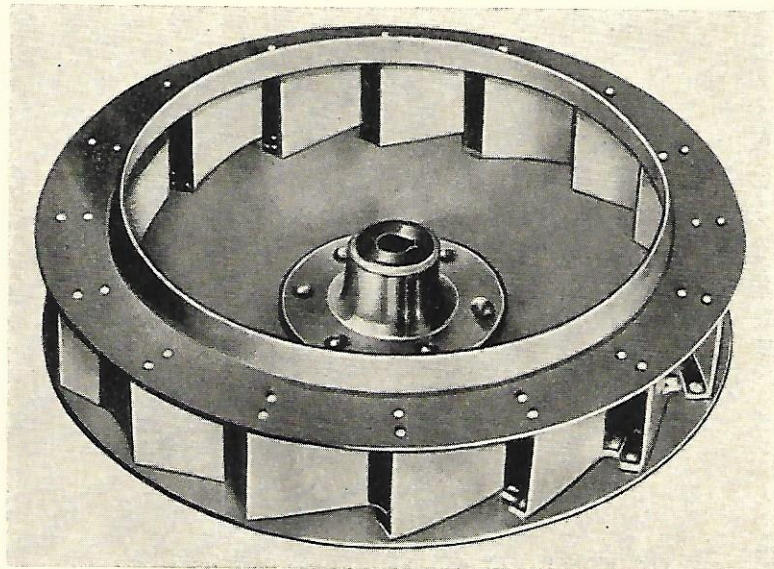


Bild 3.30