Al 合金の加工軟化

当 摩 建* 竹 内 庸**

1. は じ め に

金属材料は一般に加工とともに硬化するが、ある条件下では逆に軟化することがあり、このような現象は加工軟化現象と呼ばれている。Al 合金では固溶体硬化の大きい Al-Mg 合金の高温変形にこの現象の典型的な例を見ることができる⁽¹⁾が、室温付近の比較的低い温度でも変形抵抗を決める因子を変形途中で変えることにより、このような現象が現われることはかなり以前から知られていた。

従来報告された加工軟化現象はその現象の発生条件から2種類に大別できる。その1つは変形途中で変形抵抗を決定する因子を変えたとき、たとえば、(1)変形温度を高くしたとき⁽²⁾、(2)変形速度を遅くしたとき⁽³⁾⁽⁴⁾、あるいは、(3)変形方法を変えたとき⁽⁵⁾、などに現われるものであり、もう1つは加工材を513 K 付近の温度で焼鈍した場合に降伏点現象として現われるもの⁽⁶⁾で、降伏時に生じるひずみ程度の予ひずみを与えることによって降伏応力が低下する。前者はいずれも変形条件を変える前の変形量がかなり大きいとき、すなわち十分加工硬化した状態で現われるのが特徴で、Al や Al 合金のいずれにも、また、通常の引張試験程度の比較的低い変形速度でも見られる。十分加工硬化した Al 材料の変形応力は変形組織によってほとんど決まることから、この現象は変形によって形成された転位組織がその後の変形とともに変化することに起因するものと考えられる。たとえば(1)および(2)の現象は初めの条件の下で形成された変形組織の強度が高いのに対して高変形温度や低変形速度などのような次の変形条件に応じた定常変形組織の

強度がこれよりも低い場合、次の条件下での変形の開始とともに変形応力に遷移現象が生じることによるものと考えられている。また(3)は Al-Mn 合金について報告されており、バウシニング効果等も加わった複雑な現象であろうと考えられる。一方、後者は Fe や Si などの不純物や合金添加元素を含む Al で再結晶温度よりやや低い温度の焼鈍熱処理によって現われる。このような温度領域では自己拡散が活発となり、転位の上昇運動にもとづく合体消滅が頻繁に起っていると考えられることから転位組織、特に加工によって形成されたセル組織の比較的低い温度の焼鈍による微視的变化と密接に関連しているものと推定されている。

いずれにしてもこれらの軟化現象は変形あるいは焼鈍による転位組織の変化と深くかかわっていると考えられ、このような現象を解明するには転位組織、特にセルを形成した場合のような不均一組織と変形応力との対応をより明らかにする必要があると思われる。

これに対して、最近、Al や Al 合金で冷間圧延による加工をくり返し行なうことによって強加工域で加工とともに材料が軟化するという従来見られなかった型の加工軟化現象が Howard によって報告され⁽⁷⁾、特にこの型の軟化現象が実用的にも注目されている。このような背景には、従来、Al や Al 合金の成形加工の多くは焼鈍材を対象としていたのに対し、最近では強加工材を焼鈍せずにそのまま加工に供することが多くなったという事情がある。Al 缶の加工などがその典型的な例である。また、圧延や線引きなどの冷間加工によって強加工する場合に中間焼鈍などの熱処理をできるだけ省略しようとする試みもなされつつある。以上のような事情から、強加工材に見られる加工軟化現象は、ここ数年 Al 合金の材料強度分野でもっとも興味をもたれているテーマの1つとなっている。

本報ではこのような加工軟化現象について筆者らが行った研究を中心に解説する。

* 株式会社三菱金属中央研究所研究員、現在：三菱アルミニウム株式会社技術研究所技師

** 株式会社三菱金属中央研究所研究部長、現在：三菱アルミニウム株式会社技術研究所次長
Work Softening in Al Alloys; Ken Tohma, Yo Takeuchi
(Mitsubishi Metal Research Institute, Ohmiya, Present
address: Technical Research Laboratory, Mitsubishi Aluminum Co. Ltd., Susono)
1978年11月4日受理

2. 加工硬化曲線

Al や Al 合金では室温で同じ加工をくり返し行なったとき、加工とともに強度が低下する現象が現われる場合がある。図 1 は高純度 Al 地金を用いて溶製した Al 合金の圧延後の硬さ変化であるが、Al-Fe, Al-Co, Al-Ni 合金などでは途中焼なましなしで約 80% 程度以上の強加工をした後で軟化が起っている⁽⁸⁾。このような傾向は引張試験によって強度を評価しても同様に現われ、また、線引き加工の場合にも同様に現われる。軟化は上記 3 種の合金のうち特に Al-Co 合金で顕著に見られるが、実用的立場からは Al-Fe 合金がもっとも注目されている。このような型の加工軟化現象は従来、超高純度の Al⁽⁹⁾ や Al-Ca 合金⁽¹⁰⁾ のように再結晶温度が室温以下の材料に特徴的におこると考えられており、最近でも高純度 Al 地金を用いた Al-Fe 合金であらかじめ 533 K で 16 時間という熱処理を行なつてほぼ完全に Fe を析出させ、材料の再結晶温度を室温付近にまで下げることによって同様の再結晶型の軟化現象の現われることを明らかにした Ohno らの報告⁽¹¹⁾がある。しかし、特にこのような析出処理を意図しない通常の均質化や焼なましを目的とした熱処理を行なった再結晶温度が室温よりかなり高い材料でも軟化現象は現われる。図 1 で見たようにこのような場合には軟化に伴う強度の低下は比較的小さく、再結晶型のように完全焼鈍状態に戻るわけではない。

図 1 種々の Al 合金の冷間圧延後の硬さ変化。

Al-Fe 合金などのこのような挙動に対し同様の方法で加工を行なっても Al-Mg 合金では逆にこの加工域で加工硬化が特に大きくなっており、Al-Fe 合金でも地金純度が低く、特に析出処理を行なわない場合には軟化は起こらず硬化の停滞にとどまる⁽⁸⁾。

圧延や線引き加工による変形は引張変形などとは違い変形過程が複雑である上に加工機械の能力や加工率の違いによって変形速度も変わることから報告されている基本

的な軟化挙動も研究者によってかなり異なっている。特に高純度 Al では軟化のおこり方に大きな差が見られたり⁽⁷⁾⁽⁸⁾、軟化がまったく起こらない例もある⁽¹²⁾など、問題もないわけではない。Al-Fe 合金でも軟化挙動の詳細については試験条件の差にもとづくと考えられる差異が多少見られるが、材料側の効果がより支配的で軟化の傾向はほぼ一致しているようである。

このように、この種の加工硬化挙動は加工域や合金種あるいは地金純度によって変わるばかりでなく、後述するように加工前の熱処理によっても変化する。

3. 軟化現象の特徴

Al 合金の加工軟化現象は例外として Al-Ag 合金のように析出硬化型の合金で不明瞭ながら見られている⁽⁷⁾他は主として Al-Fe, Al-Co, Al-Ni などのいわば析出軟化型の合金で顕著であるが、これらの材料の合金添加元素は、いずれも室温ではほとんど母相中に固溶せず、Al と金属間化合物を形成する⁽¹³⁾という共通性があり、合金は Al 母相中にこれらの化合物が分散する分散型合金となっている。溶質原子が室温でほとんど固溶しないことから、軟化は特別な熱処理を行なわない場合には、高純度 Al に上記のような元素を微量含む合金で現われやすいが、この現象が生じるために必ずしも高純度 Al 地金を用いる必要はなく、実用純度の Al 中に通常含まれる Fe 以外の不純物、主として Si 含有量が比較的低い場合には Fe や Si をほとんど化合物として析出させるような熱処理を行なえばこのような Al 地金を用いたときにも同様に軟化しうる⁽¹⁴⁾。したがって、この現象を工業的に応用する場合には冷間加工前の適正な熱処理に負うところが多いと考えられる。

以上のように加工軟化現象が期待できるためには材料の母相中の固溶体硬化の大きい元素の含有量を最小にすることが必要であり、ほとんど固溶せずに分散粒子を形成する元素は、この現象を阻止しないばかりでなく、むしろ促進する。この軟化現象はたとえば Al-Fe 合金の場合、合金添加量が 4 質量%までの範囲内で見られている。

ところで、円谷らの報告⁽¹²⁾のように鋳塊を 813 K で析出熱処理を行なった後で圧延した場合に 50% 程度の加工で軟化が見られた例を除いて、軟化現象がおこるまでに圧延加工の場合には約 70% 以上⁽⁷⁾⁽⁸⁾、線引き加工の場合にはおよそ 200% 以上⁽¹⁴⁾の加工量を必要とし、その加工域までは単調に硬化する。つまり、材料がかなり加工硬化してはじめて軟化がおこるのであり、加工硬化には転位密度の増大や転位分布が大きな影響を与えていると考えられることから、硬化の過程で形成される転位組織が、この現象を理解する上で重要な手掛りを与えてくれるものと考えられる。

次に実際の圧延加工時の変形速度や変形法を想定し、カム・プラストメータを用いて室温の平面ひずみ圧縮試験を行ない、各種 Al 合金が比較的高速度の加工中に变形抵抗が変形とともにどのように変わるかを調べた結果を図 2 に示した。それによると軟化のおこり得る Al や Al-Fe 合金あるいは軟化の見られない Al-Mg 合金でも变形抵抗の大小の差こそあれ、いずれも変形とともに变形抵抗は増大する。つまり変形中はいずれの材料でも加工硬化している。したがって図 1 のような軟化現象は加工後の材料についてのみ生じるものであることがわかる。このようなことから、一般に加工軟化とよばれているこの型の軟化現象は厳密には加工後軟化とよぶのが適切であろうと考えられる。

図 2 平面ひずみ圧縮試験による変形抵抗の変形量依存性(初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_0: 3 \text{ s}^{-1}$)。

通常の圧延や線引き加工のように比較的高速変形の場合に推定される図 2 のような変形中の加工硬化挙動に対して、焼鈍材を通常の引張試験のように低速変形を行なったときには一般の Al 合金が加工硬化したままで破断に至るのに対して軟化のおこるものには図 3 に示すように、ある程度加工硬化した後ではほぼ定常的に変形する領域が広く見られる⁽¹⁵⁾。このような傾向は変形中の回復が大きい高温変形で一般に観察されるもので、分散型合金は室温変形でも高温型の変形挙動を示しており、このような変形領域では回復の効果が加工硬化と同程度に大きい。

図 3 完全焼なまし材の引張試験による応力-ひずみ曲線 ($\dot{\epsilon}_0: 2.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)。

4. 変形組織

強加工した材料の機械的性質は、変形組織と密接に関係すると考えられることから、加工軟化現象の機構についての手掛りを透過電子顕微鏡による転位組織観察によって得ようとする試みがいくつかなされている⁽⁷⁾⁽⁸⁾⁽¹⁴⁾⁽¹⁶⁾。それによると軟化をおこし得る材料の強加工域での転位組織は写真 1 に見られるようにいわゆるセル組織を呈し、セル壁を構成する転位の分布は各材料によって変わるが、いずれもセル内の転位密度は著しく低い。このような変形組織は比較的高温での変形によって形成されるものに類似しており、前述の回復の効果が比較的高速変形の場合にも大きいことを示唆している。これに対して軟化のおこらない Al-Mg 合金では転位密度が非常に高く、分布に不均一性は見られるものの分散型合金の場合のような典型的なセル組織とはなっていない。なお、分散型合金では分散粒子とセル壁を構成する転位とが強く相互作用しており、セル壁の形成に分散粒子が大きな影響を与えているようである。このような転位組織を呈するときには運動転位とセル壁を構成する転位群との相互作用が支配的に大きいと考えられることから、この種の材料の強加工状態の強度はセル壁の強さと関係していると思われる。いずれにしても加工軟化現象が明瞭に現われる材料ほど強加工領域でセル組織がより顕著で

写真 1 95%冷間圧延材の透過電子顕微鏡による変形組織。
(a) Al-1%Fe, (b) Al-1%Mg 合金

あり、この現象とセル組織の形成とは密接に関係していることは異論のないところであろう。

ところで従来、セル組織を示す材料の降伏応力 σ_y とセルの大きさ d との間には下部組織を含まない焼なまし材の強度を σ_A , k および m を定数として

$$\sigma = \sigma_A + kd^{-m} \quad (1)$$

なる関係が成立する⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾とされていたことから、組織と強度との対応はもっぱらセルの大きさに注目されていた⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。しかし、Howard の報告によると Al や Al 合金の圧延加工などの場合にはわずかな加工でセル組織が形成され、約 60% 以上加工するとセルの大きさはほぼ一定となり、加工度にほとんどよらなくなる⁽¹⁶⁾。したがって軟化現象の現われる加工域での材料の機械的性質にはセルの大きさはむしろ副次的な役割しか果たしていないと考えられ、強度の低下をセル径の大きさだけで関係づけることには無理がある。このことはセル壁の幅やその内部の転位密度などセル壁の内部構造に特に注目する必要があることを示唆している⁽²¹⁾⁽²²⁾ものと考えられるが、複雑な内部構造と強度との対応については今のところほとんど明らかにされていない。いずれにしてもこのような変形後の組織観察は加工後の転位組織とその組織をもつ材料の強度との対応についての情報は与えてくれるが、比較的高速度で変形中および変形停止後の動的組織観察をぬきにしては軟化現象が何に起因するかという問いに対する解答を得ることはできないと考えられる。したがって現在のところ機械的試験により変形中の応力変化や回復速度、あるいは変形停止後の回復量等を調べることによって加工軟化現象を明らかにする手掛りを得るのが妥当な手段であろうと思われる。

5. 変形中の回復の効果

加工軟化が現われる材料を低速度で引張変形すると図 3 のように延性に富み、比較的広い定常変形域があり、この領域のたとえば 30% 変形応力は図 4 に見られるように変形速度に依存するが、この依存性は軟化現象のもっとも顕著な Al-Co 合金により強く見られる。またこの変形領域での転位組織は写真 2 に見られるように明瞭なセル組織を呈しセル壁を構成する転位の密度は写真 1

図 4 完全焼なまし材の 30% 引張変形応力のひずみ速度依存性。

写真 2 Al-1%Fe 合金の 30% 引張変形組織 ($\dot{\epsilon}_0$: $2.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)。

の圧延による強加工組織よりも低く、高温変形で特徴的に見られるような組織に近い。このような結果は分散型 Al 合金の室温変形においては変形中の回復の効果が大きいことを示唆している。

そこで、高温変形の場合と同様に変形停滞応力を測定する⁽²³⁾と外挿法で求めた変形停滞応力は著しく大きく変形応力 σ が内部応力 σ_i にほぼ等しい。このように変形応力に占める内部応力の寄与が支配的に大きい場合には変形は回復によって律速される⁽²⁴⁾。また、 $\sigma \approx \sigma_i$ の場合には変形中に応力緩和試験を行ない緩和開始点の緩和速度 $-\dot{\sigma}$ を測定することによって回復速度 r を求めることができる⁽²⁵⁾。

Al-Co 合金について r を測定すると図 5 および図 6 に示すように応力の増加、すなわち変形の進行とともに r は増大し、また、ほぼ定常的に変形する領域ではひず

図 5 回復速度 r の応力依存性 ($\dot{\epsilon}_0$: $2.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$)。

図 6 定常変形域での回復速度のひずみ速度依存性。

み速度が増加すると r も著しく大きくなる。したがって通常の冷間加工時のように比較的高速変形速度の場合にも $\sigma \propto \dot{\epsilon}_0$ の関係が成り立っていれば変形中の回復速度は極めて大きくなると推定される。このような回復は変形停止後も短時間継続されると考えられることから、変形速度が大きい場合で、かつ変形が十分進んだ領域では変形停止後の材料の強度に及ぼす回復の効果は無視できないくらい大きいものと考えられる。

そこで冷間圧延を想定した変形速度で 65% の平面ひずみ圧縮試験を行ない、除荷約 1 時間後の降伏応力を測定するためにインストロン試験機を用いて低速度で再度圧縮変形した。このときの応力 - ひずみ曲線は図 7 のようになり再度変形時の降伏応力は著しく低く、降伏後の加工硬化が大きい。いろいろの材料について比較的高速変形時の応力 σ と除荷後の再変形による降伏応力 σ_y 、および両者の差 $-\Delta\sigma$ を表 1 に示した。このような材料の強加工域での変形では変形応力に占める有効応力の割合が小さいと推定されることから $-\Delta\sigma$ は回復量にほぼ相当すると考えられる。 $-\Delta\sigma$ は σ に比べて無視できないくらい大きく、特に軟化現象の著しい Al-0.5%Co 合金でこの傾向が強い。 $-\Delta\sigma$ は変形後の室温での保持時間の経過とともに増加し、ある時間後に飽和に達するものと考えられ、このような応力低下の時間依存性は長時間経過後完全焼なまし状態に達する Ohno らの Al-0.5%Fe 合金の場合⁽¹¹⁾に明瞭に現われている。しかし、回復だけに起因すると考えられる図 7 のような軟化の場合には再度圧縮試験開始までの時間が 1 時間以上では $-\Delta\sigma$ の大きさの時間依存性はほとんど見られない。したがって

図 7 Al-1%Fe 合金の比較的高速変形 ($\dot{\epsilon}_0: 3 \text{ s}^{-1}$) 中の変形抵抗と再度低速圧縮試験 ($\dot{\epsilon}_0 \approx 2 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$) による応力 - ひずみ曲線。

表 1 比較的高速変形 ($\dot{\epsilon}_0: 3 \text{ s}^{-1}$) での 65% 変形時の変形抵抗 σ と除荷後の低速再変形の降伏応力 σ_y および両者の差 $-\Delta\sigma$ (MPa)。

	Al-1%Fe	Al-0.5%Co	Al-1%Co	Al-0.5%Ni	Al-1%Ni
σ	295	252	270	280	284
σ_y	160	90	145	165	171
$-\Delta\sigma$	135	162	125	115	113

変形直後の比較的短い時間に $-\Delta\sigma$ はほとんど飽和に達したものと推定される。以上のような結果から加工直後の回復によって強加工域で図 1 に見られるような軟化現象が生じ得ると考えられる。

このような現象は次のように考えることによって理解できる。すなわち、変形によって変形抵抗の原因となる複雑な分布をもった高密度の転位が形成されるが、変形中はこれらの消滅による回復も同時に進行しており、変形を停止すると主に比較的安定度の低い転位の回復が優先的に進行するのに対して安定度の高い転位の回復は室温では極めて緩慢であり、Al や分散型 Al 合金の比較的高速変形の高変形域では前者に伴う強度の低下が無視できないほど大きく、この効果により加工後に軟化現象が現われると考えられる。したがって、降伏応力や、近似的にこれと対応すると考えられる硬さに注目すると、軟化となって現われるが安定度の高い転位は回復していないので、同種の変形をくり返した場合には降伏後の加工硬化が大きいものと推定される。このようなことから、4. でも述べたように加工後の透過電子顕微鏡観察による転位組織は主として変形後も安定して残存する転位に対応し、軟化の原因となると思われる転位は観察されにくいと考えられる。

このように加工直後の回復の効果によって加工軟化現象が期待できるものの、変形量や変形速度と回復量との関係等の詳細な検討によって軟化の必然性を明らかにするまでには今のところ至っていない。

ところで円谷らの報告⁽¹²⁾によれば少なくとも実験室での加工では加工時に発生する加工熱はせいぜい 10 K ほどの温度上昇を伴う程度であることや、同様の加工を行なっても Al-Mg 合金では加工硬化が特に大きい⁽⁸⁾ことなどから、このような現象が加工熱に起因するとは考えられない。実際、95%冷間圧延材を対象として再結晶温度を調べると表 2 に示したように室温よりもかなり高い。ただ、この種の回復と再結晶現象とは密接な関係にあることから再結晶温度が低い材料ほど軟化現象は顕著である。

表 2 95% 冷間圧延材の再結晶温度 (K)。

Al-1%Fe	Al-0.5%Co	Al-1%Co	Al-0.5%Ni	Al-1%Ni
490	370	390	490	490

6. 強加工材の引張変形特性

加工軟化を示す分散型 Al 合金の強加工材は引張試験を行なうとすぐれた延性を示す。たとえば 95% 冷間圧延し加工軟化した材料の室温での応力 - ひずみ曲線は図

図8 95%冷間圧延材の引張試験による応力-ひずみ曲線 ($\dot{\epsilon}_0: 2.8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$).

図9 95%冷間圧延材の破断伸び。

8 のようになり, Al や Al-Mg 合金では降伏後加工途中で試料にくびれを生じ破断するが, 分散型合金では著しく加工硬化した後も軟化しながら変形が進み, この変形領域では均一に変形しており, くびれは見られない. この現象は 1. で述べた (2) の型の加工軟化であると考えられる. このようなすぐれた延性は図 9 に示すようにくり返し加工したときに加工軟化の現われやすい材料で特に顕著であり, これらの材料は写真 1 に見られるような回復の効果の大きいことを示唆する転位組織を呈することから変形直後の回復に基づくもの, つまり加工軟化が現われたことと直接関わっていると推定される. すなわち, Al や Al-Mg 合金の例で代表されるように通常の Al 材料では比較的高速の加工を受けた場合にその後の引張試験でごくわずかな塑性変形にしか耐えられないのに対して, 加工軟化現象をおこしやすい材料では加工時の硬化が緩和されることによって, その後の引張変形でも比較的延性にすぐれ, (2) の型の加工軟化による遷移領域が出現して伸び値を上げていると考えられる.

Al 合金の成形加工性には材料の延性だけでなく塑性

異方性や加工硬化指数なども考慮しなくてはならないと考えられる⁽²⁶⁾が, このように加工軟化を示す材料は加工途中で軟化焼鈍をすることなく極めて強加工できるとともに, 強加工材がすぐれた延性を有することによって適度な強度を維持しながらそのまま更に成形加工することも可能であるという特長を有しており, 実用性が高いと思われる.

7. む す び

Al 合金の加工軟化現象を主として高純度 Al 基の合金の結果を中心にながめてきた. この現象は実用性に富むと考えられるにもかかわらず研究の歴史が浅い上に, 圧延や線引きなどの加工は比較的高速の変形であり, しかも通常の引張変形と異なり複雑な過程を伴うものであることから, 研究方法に困難を生じるなどの理由によって, 機構などに注目した研究はほとんど行なわれておらず, 多くは現象を提示するにとどまっているようで, 本報でも指摘したように未だ不明な点が多く残されている. 著者らの研究も今後の研究の方向を示したと考えられるものの, 軟化現象の本質に関しては必ずしも定性的段階を脱したものとはいえない.

Al 合金をその機械的性質に着目すると, 特に高強度を望まれる材料もある一方, 室温での強加工に耐え, かつ適度な強度とすぐれた延性を有することを必要とする材料も多く, 箔, 電線, 缶等々加工軟化材料の適用分野は広く⁽²⁷⁾, 特に Al-Fe 合金はすでに家庭用箔として一般に使用されている. 後者の性質は Al が他の金属材料に比べて特に優位性をもつ特性であるだけに, この方面の研究は将来さらに発展が期待できるであろう. その意味でも今後, 多くの実用的加工速度程度の比較的高速変形における材料の変形挙動に関する研究の進歩が特に望まれる.

おわりに本稿の執筆にあたり有意義な御助言をいただいた九州大学工学部 吉永日出男教授に深く感謝します.

文 献

- (1) 堀内 良, 吉永日出男, 浜 葆夫: 日本金属学会誌, **29**(1965), 85.
- (2) A. H. Cottrell and R. J. Stokes: Proc. Roy. Soc., A **223**(1965), 17.
- (3) W. P. Longo and R. E. Reed-Hill: Scripta Met., **4**(1970), 765.
- (4) B. Langenecker: Acta Met., **9**(1961), 937.
- (5) R. Grimes and J. C. Wright: J. Inst. Metals, **96**(1968), 182.
- (6) 寺井土郎, 馬場義雄: 日本金属学会誌, **27**(1963), 79; 住友軽金属技報, **5**(1964), 48.
- (7) J. Howard: Scripta Met., **7**(1973), 295.
- (8) 当摩 建, 竹内 庸: 軽金属, **26**(1976), 510.
- (9) D. Altenpohl: Aluminium, **33**(1957), 5.
- (10) 前田新平: 古河電工時報, **22**(1960), 70; 軽金属, **11**(1961), 231.

- (11) Y. Ohno and H. Nakamura : Aluminium, **53** (1977), 539.
(12) 円谷和雄, 本間一光, 渡辺俊一 : 軽金属, **27** (1977), 599.
(13) M. Hansen : *Constitution of Binary Alloys*, 2nd ed., McGraw-Hill, New York, (1958).
(14) 武井広見, 佐藤謙一, 横田 稔 : 軽金属学会第 54 回春期大会講演概要, (1978), 125.
(15) 当摩 建, 竹内 庸 : 軽金属, **26**(1976), 456.
(16) J. Howard : Scripta Met., **10**(1976), 441.
(17) O. Kosik, D.J. Abson and J.J. Jonas : J. Iron Steel Inst., **209**(1971), 624.
(18) C. M. Young and O. D. Sherby : J. Iron Steel Inst., **211**(1973), 640.
(19) D. Kalish and B. G. LeFevre : Met. Trans., A, **6A**(1975), 1319.
(20) D. Kalish, B. G. LeFevre and S.K. Varma : Met. Trans., A, **8A**(1977), 204.
(21) T. Takeuchi : J. Phys. Soc. Japan, **28**(1970), 955.
(22) T. Hasegawa, S. Karashima and Y. Ikeuchi : Acta Met., **21**(1973), 887.
(23) 当摩 建, 吉永日出男, 諸住正太郎 : 日本金属学会誌, **38**(1974), 170.
(24) S.K. Mitra and D. McLean : Proc. Roy. Soc., A, **295**(1966), 288.
(25) 吉永日出男, 当摩 建, 諸住正太郎 : 日本金属学会誌, **39**(1975), 626.
(26) 田中孝一, 藤倉潮三 : 軽金属, **25**(1975), 426.
(27) たとえば, 日本国特許庁 : 公開特許公報, 昭 53-65211.

◆学協会だより(2)◆

International Symposium on Corrosion Control by Organic Coatings

主催 : The National Association of Corrosion Engineers

時 : 1980 年 8 月 11 日~15 日

所 : Lehigh University, Bethlehem, PA 18015, USA

照会先 : Prof. Henry Leidheiser, Jr., Sinclair Laboratory #7, Lehigh University, Bethlehem, PA 1805, USA

International Conference "Engineering Aspects of Creep"

主催 : Institution of Mechanical Engineers

時 : 1980 年 9 月 15 日~19 日

所 : University of Sheffield (UK)

分野 : 1. Materials Properties.

2. Structural Analysis.

3. Operating Experience of High Temperature Plant.

4. Alternative Materials : Non-metallics, especially ceramics.

アブストラクト : 1979 年 7 月 1 日締切(200 語)

提出先 : Professor Iain Le May, Metallurgical Laboratory, Department of Mechanical Engineering, University of Saskatchewan Saskatoon S7N 0W0, Canada