

論 文

UDC 669.14.018.295-157.8 : 621.785.3 : 620.172.2 : 669.15'24'782-194

時効硬化性 Fe-16Ni-4Si 合金の時効前組織と引張特性*

古 林 英 一**・榎 本 正 人***

Tensile Properties of an Age-hardenable Fe-16Ni-4Si Alloy
with Reference to the Structure Prior to Aging

Ei-ichi FURUBAYASHI and Masato ENOMOTO

Synopsis:

An Fe-16%Ni-4%Si alloy having a large hardenability due to a maraging mechanism was used to study the effect of microstructures prior to aging upon the strength properties under a tensile test. In contrast to the conventional solution treatment for maraging steels in the γ field, the present alloy was cold rolled by 80% at a martensite state (marforming) and annealed at the temperatures in the $\alpha + \gamma$ two-phase range before aging, in an attempt to obtain microduplex structures showing a good combination of strength and toughness.

The marforming was found to increase both the tensile strength, σ_u , and the reduction of area, φ , due to the formation of proper duplex structures. In case, annealing was made at the temperatures around 570°C, large uniform elongation, ε_u , was observed due to a transformation plasticity of austenite which was formed on the annealing and would be rich in Ni, but the strength, $\sigma_u = 120 \text{ kg/mm}^2$, was rather low. In case, annealing was carried out at the temperatures from 600 to 650°C (still in the two-phase field), the reverted austenite was transformed on cooling into martensite which in turn was strengthened by aging proportionally to the martensite fraction; the resultant duplex structure had a strength of $\sigma_u = 158 \text{ kg/mm}^2$, and a plasticity of $\varphi = 27\%$ and $\varepsilon_u = 1\%$, which were better than the combination, $\sigma_u = 132 \text{ kg/mm}^2$, $\varphi = 25\%$ and $\varepsilon_u = 1\%$ in the same alloy that was conventionally age-hardened without marforming and annealing.

The marforming had a dominant effect on the reduction of transgranular brittle fracture as well as intergranular fracture associated with large austenite grains which had been present prior to the annealing in the two-phase range.

1. 結 言

マルエージ鋼のように時効前のマルテンサイト組織がきわめて加工性に富んだ超強力鋼では、そのマルテンサイトを加工（マルフォーム¹⁾）することによつて、時効後の強度、靱性を向上させることが可能である。こうしたマルフォームによる強化は、DECKER らのマルエージ鋼に関する初期の報告¹⁾²⁾にも散見されるが、その後の研究では低合金超強力鋼のようにCを含む鋼のオースフォームによる強化などと比較して、強度上昇手段としてのメリットはあまりない³⁾⁴⁾というのが定説である。しかし最近、マルエージ鋼を時効だけで強化する場合に比較し、強度レベルの低い鋼にマルフォームを併用して同一強度とした場合のほうが、切欠強度比が高くなること⁵⁾や、水素脆化の抑制にマルフォームが有効であることを

示唆するデータ⁶⁾⁷⁾が報告されるなど、靱性向上にマルフォームが及ぼす効用が注目されている。

いつぼう、マルフォームを加えてから時効する前に焼なましを行う処理法も考えられる。焼なまし温度を A_f 点以上の γ 域にとれば、再結晶が生じて前 γ 粒が微細化することは周知である⁸⁾⁹⁾。前 γ 粒径は強度レベルの上昇に応じて小さくする必要がある⁹⁾¹⁰⁾ ため、この方法も有用である。本報ではさらに、マルフォーム後の焼なま시를 γ 単相域ばかりでなく ($\alpha + \gamma$) 2 相域*でも行い、そこで生成するいわゆる microduplex 組織¹¹⁾について、その時効挙動や引張強度特性を調べることを一つの目的とした。 A_s 点以下の 2 相域でのマルエージ鋼の逆変態挙動は、最近細見らによつて報告されている¹²⁾が、本研

* 厳密には α と γ のほかに (Fe, Ni) と Si の化合物相が析出するがそれを除外して 2 相と表現した。

* 昭和 54 年 3 月 1 日受付 (Received March 1, 1979)

** 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (National Research Institute for Metals, Tsukuba Laboratories, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari 305)

*** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

究での組織調査との比較は後節で行う。

本研究で用いたのはCを含まない Fe-16Ni-4Si 合金であるが、この合金系は、 γ 単相域での通常の溶体化処理後に強い時効硬化性を持ち^{13)~15)}、さらに $(\alpha + \gamma)$ 2 相域での焼なまし後も十分な時効硬化を生ずること¹⁶⁾ がその選択理由の一つである。

2. 実験方法

実験に用いた素材は電解鉄、電解 Ni、金属 Si を真空溶解し、1 200°C で鍛造と熱延により 4 mm 厚の板としたのち、放冷したものである。その化学分析値を Table 1 に、熱膨脹計フォーマスタ F 型で測定した変態点を Table 2 に示す。この熱延板の組織は転位型のマルテンサイトであり、X線回折では残留 γ 相はまったく検出されない。

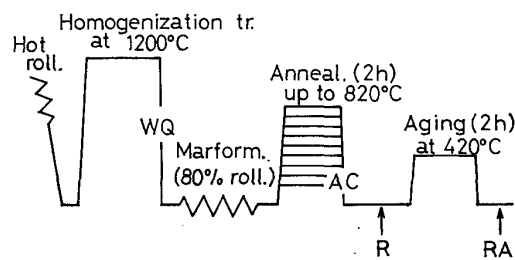
本実験で用いた加工-熱処理のパターンを Fig. 1(a)

Table 1. Chemical composition (wt%).

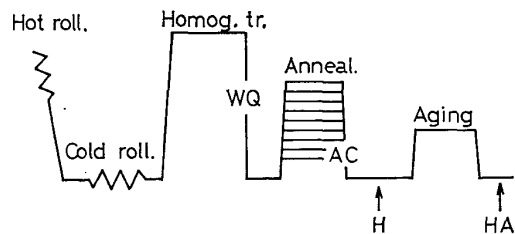
Ni	Si	C	Mn	S	Fe
15.6	3.7	0.007	0.001	0.004	Bul.

Table 2. Transformation temperatures (°C).

As	Af	Ms	Mf
655	675	335	240



(a) "Rolled" specimen



(b) "Homogenized" specimen

Fig. 1. Heat patterns for two kinds of thermal-mechanical processes used in this study; in (a) "rolled" specimen (R) were mar-formed before annealing and aging, while no deformation was made in "homogenized" specimens (H) in (b).

(b)に示す。(a)では上記熱延板から切り出した試料をアルゴンガスとともに石英管に封入し、1 200°C で 8 ~ 24 h の均質化処理を行つたのち水焼入れした。こうしてできたマルテンサイトはマルエージ型の強い時効硬化性をもつことが知られている^{13)~15)}。本報ではこのマルテンサイトを 80% 冷間圧延 (マルフォーム) した。この試料を以下では「加工試料」と呼び、記号 R (Rolled の意) で示す。試料はさらに最高 820°C までの温度で 2 h の「焼なまし」および硬化処理として 420°C で 2 h の「時効」を行つた。これらの熱処理は前報¹⁷⁾¹⁸⁾と同様、アルゴンと水素の混合ガスで行い、炉内の冷却ゾーンに引出して空冷程度の速度で冷却した。こうした処理を簡単に表示するため、加工後焼なました試料にはその温度 (たとえば 820°C) を記号 R の次につけて R820 のように表わし、また焼なまし後時効まで行つた時は RA820 のように示した。

いつぼう Fig. 1(b)では、比較のため加工していない場合、すなわち「非加工試料」の処理を示す。板厚を加工試料とそろえるため、均質化処理の前に熱延板をあらかじめ 80% 冷延している。この系列は記号 H (Homogenized の意) で表わし、H820, HA820 のように上記同様焼なまし温度を後につけて表示した。

加工試料(R)における マルフォーム した組織の回復や、焼なましにより生成する相の状態を概略把握するため、マルテンサイトの BCC 相の 222 回折線幅を表わすパラメータ, Δ (Fig. 2 挿図参照), を前報¹⁷⁾¹⁸⁾と同様の方法で $\text{MoK}\alpha$ 線を用いて測定した。パラメータの測定の利点はその簡便さにある。しかし、回折に寄与する BCC 相としては、(1)加熱前から存在するマルテンサイト母相 (α')、(2)焼なまし中に拡散によつて形成され、合金元素の分配が母相と異なるフェライト相 (α) (3)焼なましで生成した逆変態 γ 相が焼なまし後の冷却中に変態したマルテンサイト相 (α'') などが混在している (Table 3 参照)。(3)の γ 相および α'' 相も (2)の場合同様、合金元素濃度が α' とは一般に異なる。また残留 γ 相からの回折の影響もあるので、回折線幅にあまり厳密な意味づけは難しいが、大まかな傾向を知ることは可能である。

残留 γ 相の体積比の測定も前報¹⁷⁾¹⁸⁾と同じく MILLER の方法¹⁹⁾を準用した。金属組織の観察やマイクロビッカース硬度の測定は通常の方法により行つた。

常温の引張変形特性を測定するため、焼なましの前に幅 4 mm、長さ 60 mm、厚さ 0.8 mm、有効ゲージ長約 40 mm の長方形試験片を切り出した。長手方向はとくにふれない限り圧延方向に平行とした。引張試験はインス

トロン型試験機, TOM-5 000 型を用い, クロスヘッド速度 0.5 mm/min の条件で行った. 破面観察は卓上型走査電顕, JSM-T20 型の 2 次電子像により行った.

3. 実験結果と考察

3.1 加工試料の焼なましによる組織変化

加工試料の X 線回折線幅のパラメータ, Δ , と残留 γ 量, $F(\gamma)$, の焼なまし温度 T による変化を Fig. 2 に示す. Fig. 3 に硬度, Hv, の変化を, また Photo. 1 に代表的な焼なまし組織の透過電子顕微鏡写真を示す. これらの結果から本試料の焼なまし組織は, 次の 6 段のステージからなると考えることができる. すなわち Table 3

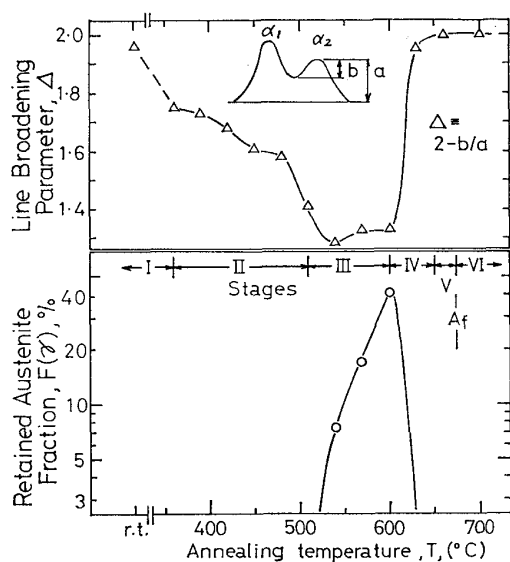


Fig. 2. Variation of line broadening parameter, Δ , and retained austenite fraction, $F(\gamma)$, in rolled specimen, (R), after annealing as a function of the annealing temperature, T .

に示すように, 時効による硬化が始まる以前に Hv の低下と Δ の減少がみられるステージ I では, 変形を受けた母相のマルテンサイト相 α' 中の歪 (欠陥) が回復している. ステージ II では Δ の減少は続くが硬度が急に増加して, 420°C 付近で Hv=483 の最高時効硬度に達する. 450°C 以上では軟化が著しいが, γ 相は 510°C までは検出されない. 透過電顕では加工を受けたラスマルテンサイト中の転位密度の減少がみとめられるが, サブグレインはほとんど形成されていない.

本研究では時効の機構を深求していないが, 上記最大硬度は金尾らの結果¹⁴⁾にほぼ相当する値である. 安中らはこの合金系の硬化機構について, マトリックスの規則化よりもクラスタリングや $(\text{Fe, Ni})_3\text{Si}$ のような化合物の析出のためとしている¹⁵⁾.

ステージ III では残留 γ 相がみとめられ, 温度, T , とともにその量, $F(\gamma)$, が増す. Photo. 1 では 500°C では

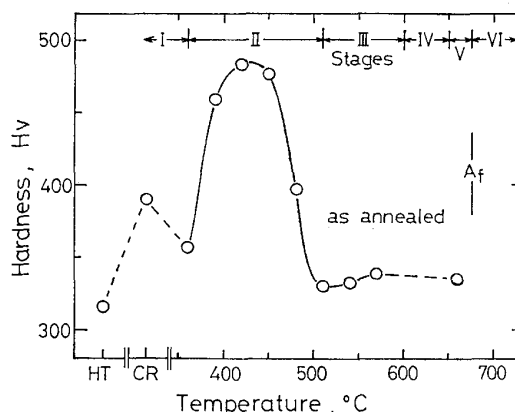


Fig. 3. Change in Vickers hardness, Hv, of rolled specimen, (R), with annealing temperature, T . HT or CR means homogenization-treated or cold rolled state respectively.

Table 3. Classification of alloy structures at various annealing temperatures in marformed specimens.

Stage	Temperature range (°C)	Characteristic phenomena	Structure	
			At ann. temp.	After cool.
I	r. t.~360	Recovery of defects in martensite (α')*	α'	α'
II	360~510	Hardening and softening due to maraging	α'	α'
III	510~600	Formation of stable austenite (γ) & ferrite (α)	$\gamma + \alpha$	$\gamma + \alpha$
IV	600~650	Formation of stable and unstable austenite and ferrite	$\gamma + \alpha$	$(\gamma + \alpha'')^{**} + \alpha$
V	650~675 (A_f)	Formation of unstable austenite and ferrite	$\gamma + \alpha$	$\alpha'' + \alpha$
VI	>675 (A_f)	Recrystallization of γ which reverted from α'	γ	α''

* α' : Primary martensite, deformed or undeformed.

** α'' : Martensite formed on cooling from unstable austenite.

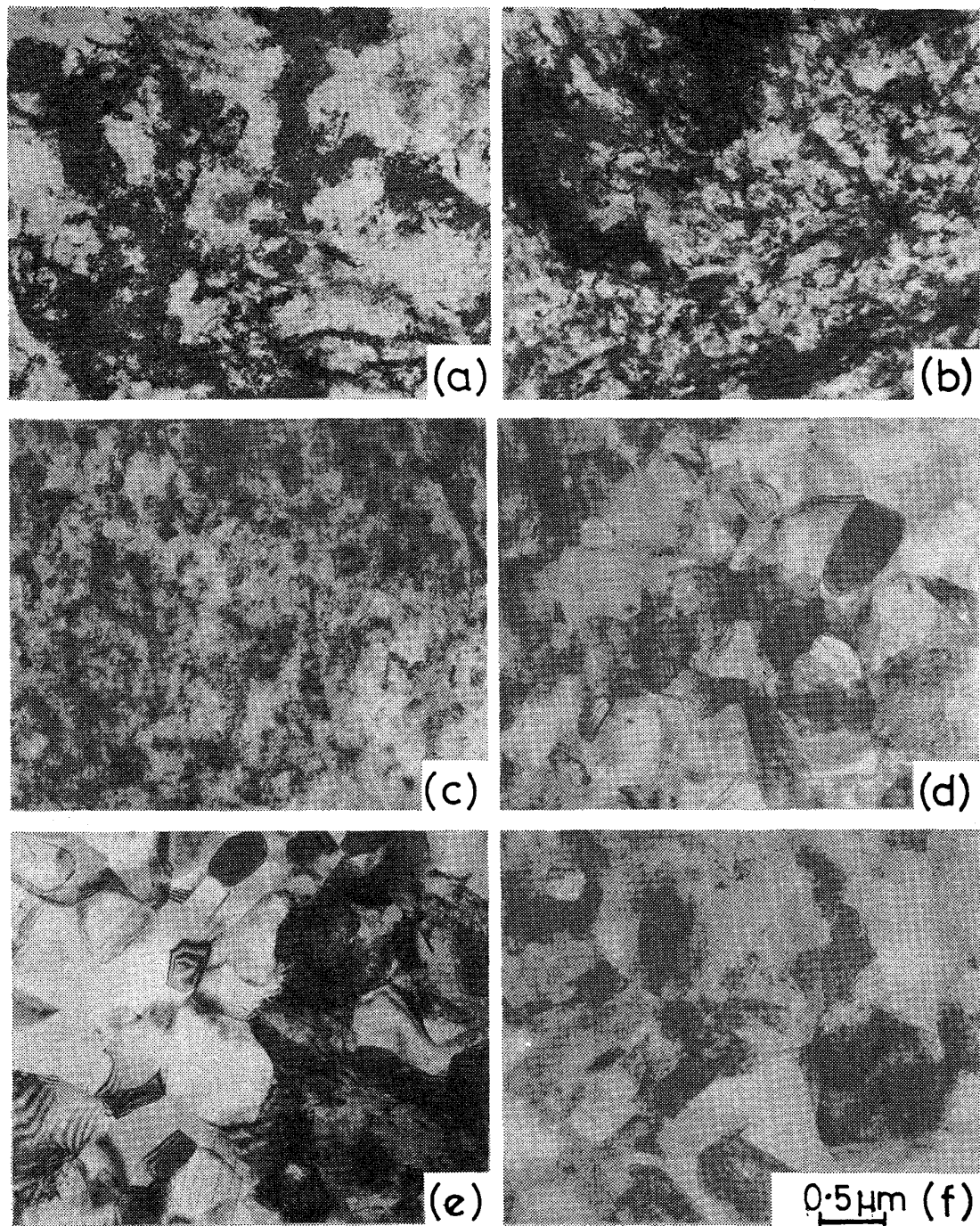


Photo. 1. Transmission electron micrographs of rolled specimens, (R) ; (a) as 80% rolled (RO), (b) annealed at 420°C (R420 or RAO), (c) at 500°C (R500), (d) at 550°C (R550), (e) at 600°C (R600), and (f) 650°C (R650).

加工ままの状態に近いが、550°Cでは内部転位の少ない微細粒の2相 (microduplex) 組織が形成している。600°Cに達すると高密度の転位でおおわれた結晶粒が一部現われ、650°Cではさらに大半の結晶粒に及ぶ。これと対応した変化として Fig. 2 では残留 γ 量, (γ), が600°Cで42%の最大値をとり、以後高温側で減少するのに応じて d が急に増大している。この現象に対しては

前報の説明^{17) 18) 20)}がほぼそのまま適用できよう。すなわち Fe-Ni-Si系においても前報の Fe-Ni系と同様、 A_3 点 (A_f 点附近と考えられる)以下の2相域での平衡 Ni濃度は γ 相で大きく α 相で小さいと考えてよい。Siはその逆に α 相に濃縮される。焼なまし中に拡散によつて生ずるであろう γ 相中の Ni濃度に着目すれば、600°CまでのステージⅢでは平均濃度よりかなり大きいのでその

γ 相は常温まで安定である。しかし 600°C 以上のステージⅣでは Ni 濃度が減少するので、 γ 相の Ms 点が上昇し、冷却中に一部がマルテンサイト、 α'' となり、変態による高密度の転位が生じた。 650°C 以上のステージⅤではさらに γ 相の Ni 濃度が平均濃度に近づき、すべて α'' 相となつた、この説明は細見らがマルエージ鋼の逆変態点の測定から与えた化学的安定化¹²⁾と立場を同じくするものである。 675°C (Af 点) 以上のステージⅥでは逆マルテンサイト変態が生じ、合金元素の分配はないものと考えられる。

Fig. 4 は Af 点の上下における平均結晶粒径の焼なまし温度依存性を示す。Af 点の上ではいつたん逆変態で生じた γ 相が、単相域で再結晶している¹⁶⁾。Af 点以下では 2 相域のため超微細粒の microduplex 組織となる。

3.2 引張変形挙動

3.2.1 加工試料の強度と延性

Fig. 5 に冷間圧延後、種々の温度で焼なました加工試料の応力-歪曲線の代表例を示す。強度が高いほど伸びは一般に小さいが、焼なましのまま (R 試料) に比べて、焼なまし後時効する (RA 試料) と強度が上昇し、とくに 820°C や 570°C で焼なました試料では強度とともに伸びも増加している。

Fig. 6 は 0.2% 耐力, $\sigma_{0.2}$, 引張強さ, σ_u , および一様伸び, ϵ_u の焼なまし温度依存性を示す。時効処理の 420°C 附近で強度は最大となり、温度がそれより上昇するにつれて強度は低下し伸びは増加する。この過時効軟化の原因としては、 510°C 以下では γ 相が生成して

いない (Fig. 2) ので、析出物の凝集粗大化によると考えられる。それ以上の温度では透過電顕でも microduplex 組織の形成が認められるので γ 相を含むこの組織がやわらかいことが推定される。 $\sigma_{0.2}$ は 590°C , σ_u は 570°C で最低となりそれ以上の温度で再度強度は上昇する。この最低強度を示す温度は残留 γ 相の量が最大となる 600°C よりわずかに低温側に位置する。

570°C 附近を中心に ϵ_u がきわめて大きくなるが、こ

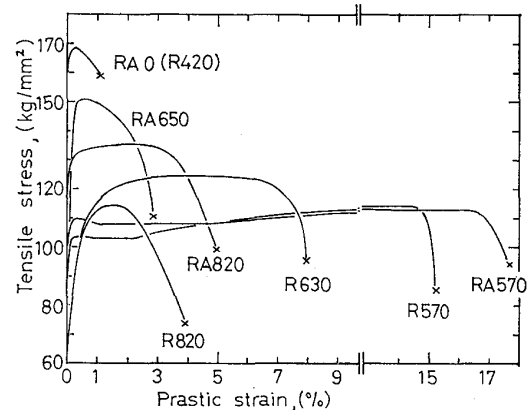


Fig. 5. Typical stress-strain curves of rolled and annealed specimens with or without final aging. R and RA mean as-annealed and annealed-and-aged specimens, respectively; numerals show the annealing temperature. Cross marks indicate fast fracture.

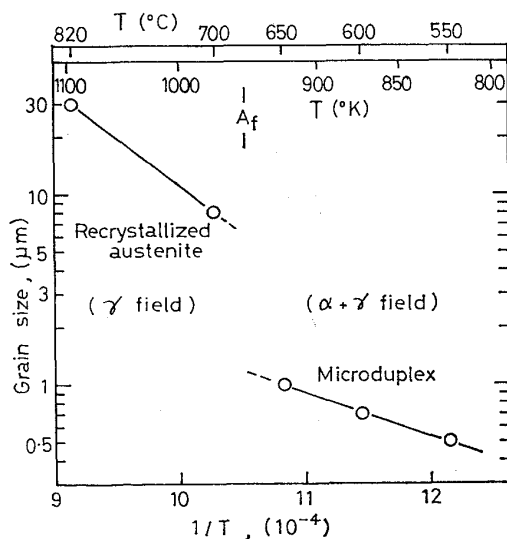


Fig. 4. Variation of grain size in rolled and annealed specimen as a function of annealing temperature near Af.

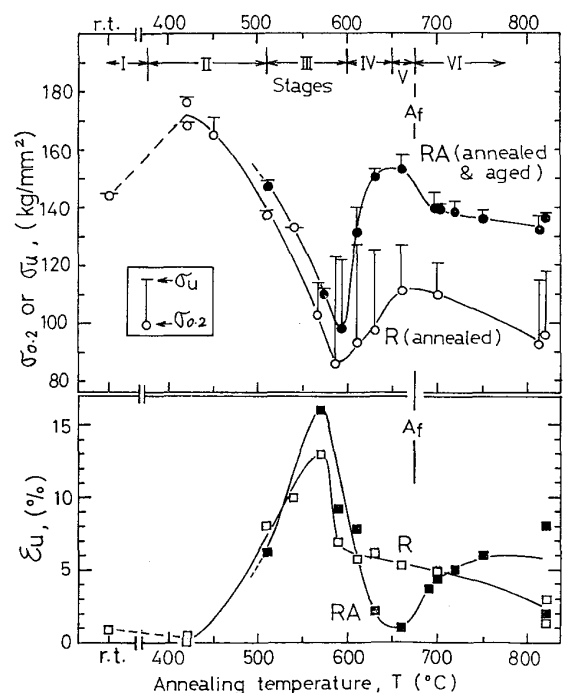


Fig. 6. Variation of 0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$ ultimate tensile strength, σ_u , and uniform elongation, ϵ_u of rolled specimen as a function of annealing temperature, T .

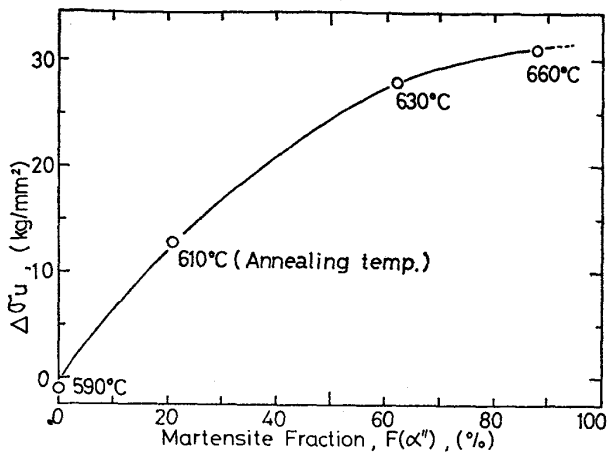


Fig. 7. Relation between the strength increase, $\Delta\sigma_u$, due to aging and the martensite fraction, $F(\alpha'')$, before aging; the specimens were rolled and annealed at the temperatures in the stages IV and V.

れは焼なまし中に生成し, microduplex 組織を構成する γ 相が常温では熱的に安定であるが, 引張変形中に加工誘起変態を生じたこと (TRIP 効果^{21)~25)} によると結論された. このことは変形前後の γ 量の測定からも裏づけられた. またこの温度域では Fig. 5 にみられるように, 応力-歪曲線上でリュース変形と同様の降伏後に流動応力が一定となる部分が観測されているが, これも TRIP の特徴の一つといわれている²¹⁾.

Fig. 6 で R 試料と RA 試料との間には, 600°C 以下では強度や伸びの相異はあまりないが, α'' 相が生成するステージ IV と V では温度とともにこの相異が大きくなる. Fig. 7 は R と RA の両試料における σ_u の差 $\Delta\sigma_u$ を α'' 相の体積比, $F(\alpha'')$, の関数として表示した結果である. $F(\alpha'')$ を実験的に求めるには, Fig. 2 に示した残留 γ 量, $F(\gamma)$, が 600°C より低温側ではその焼なまし温度での生成 γ 量を表わしていると仮定し, さらに Af 点では γ 量が 100% になるとして, 前報¹⁷⁾¹⁸⁾で行ったと同一の方法により途中の温度 T における冷却前の γ 量を推定した. そしてこの値と Fig. 2 の $F(\gamma)$ との差を $F(\alpha'')$ とした. Fig. 7 は第 1 に $\Delta\sigma_u$ が $F(\alpha'')$ の増加と対応して増加することを示している. また第 2 に, α'' 相の単位量当たりの時効強化量は $F(\alpha'')$ の増加, すなわち温度 T の増加とともに減少する傾向がある. 第 1 の点はこの現象がマルテンサイト α'' 相の時効強化によることを強く示唆している. 第 2 の点については本実験の範囲ではその理由が明らかではない. いずれにせよ, 2 相域であつても T が 600°C 以下では $\Delta\sigma_u$ が小さく, このことは本合金の γ 相は 420°C の時効によりほとんど強化されていないことを示していると

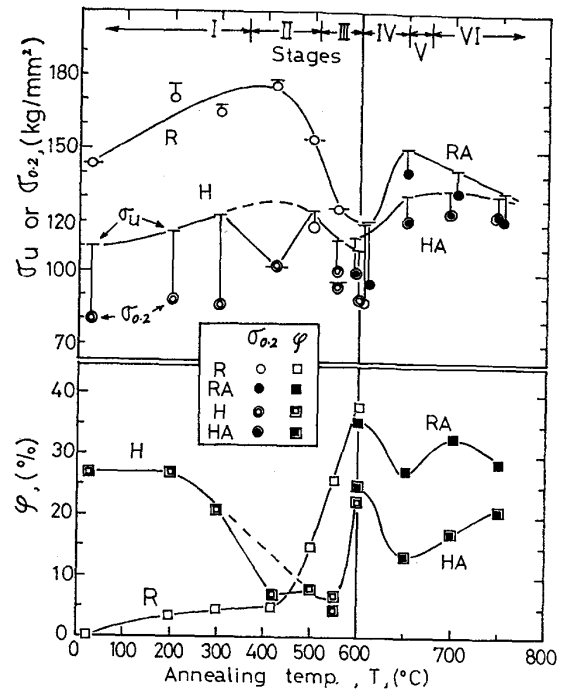


Fig. 8. Change in the reduction of area, ϕ , σ_u and $\sigma_{0.2}$ as a function of annealing temperature, T , in rolled, R or RA, specimens and in homogenized, H or HA, specimens.

結論しうる.

Af 点を越すと温度 T とともに軟化する (Fig. 6) のは, Fig. 4 に示された結晶粒径が T とともに増大することと対応していると考えられる.

3.2.2 引張破断挙動および非加工試料との比較

平滑引張試験で測定できる量のうち, 靱性をもつともよく反映するといわれる破断時の断面減少率 (絞り), ϕ , の焼なまし温度, T , による変化を Fig. 8 に示す. この図には $\sigma_{0.2}$ と σ_u も併せて示し, さらに比較のために非加工試料の値も表示した. 加工試料 (R, RA) は非加工試料 (H, HA) に比べて全般に高強度であり, とくに焼なましによる組織変化が起こっていない 500°C 以下で著しい. 絞り, ϕ , は 300°C まで少なくとも H 試料のほうがかなり大きい. この温度範囲での H 試料の $\sigma_{0.2}$ は 85 kg/mm² 程度で低く, 応力-歪曲線は降伏点を示さないことから, 非加工未時効材の $\gamma \rightarrow \alpha''$ 変態により導入され, マルテンサイト中に存在する転位は外力の作用下で容易に運動しうるものと考えられる. ここでの H 試料の破面はディンプルであつた.

R 試料では圧延のままではディンプル破面を示すが, T が 200°C から 500°C の間では圧延面にはほぼ平行な縦割れ, すなわちセパレーションまたは薄片化 (delamination) が発達する. この例を Photo.2 (a) と (b)

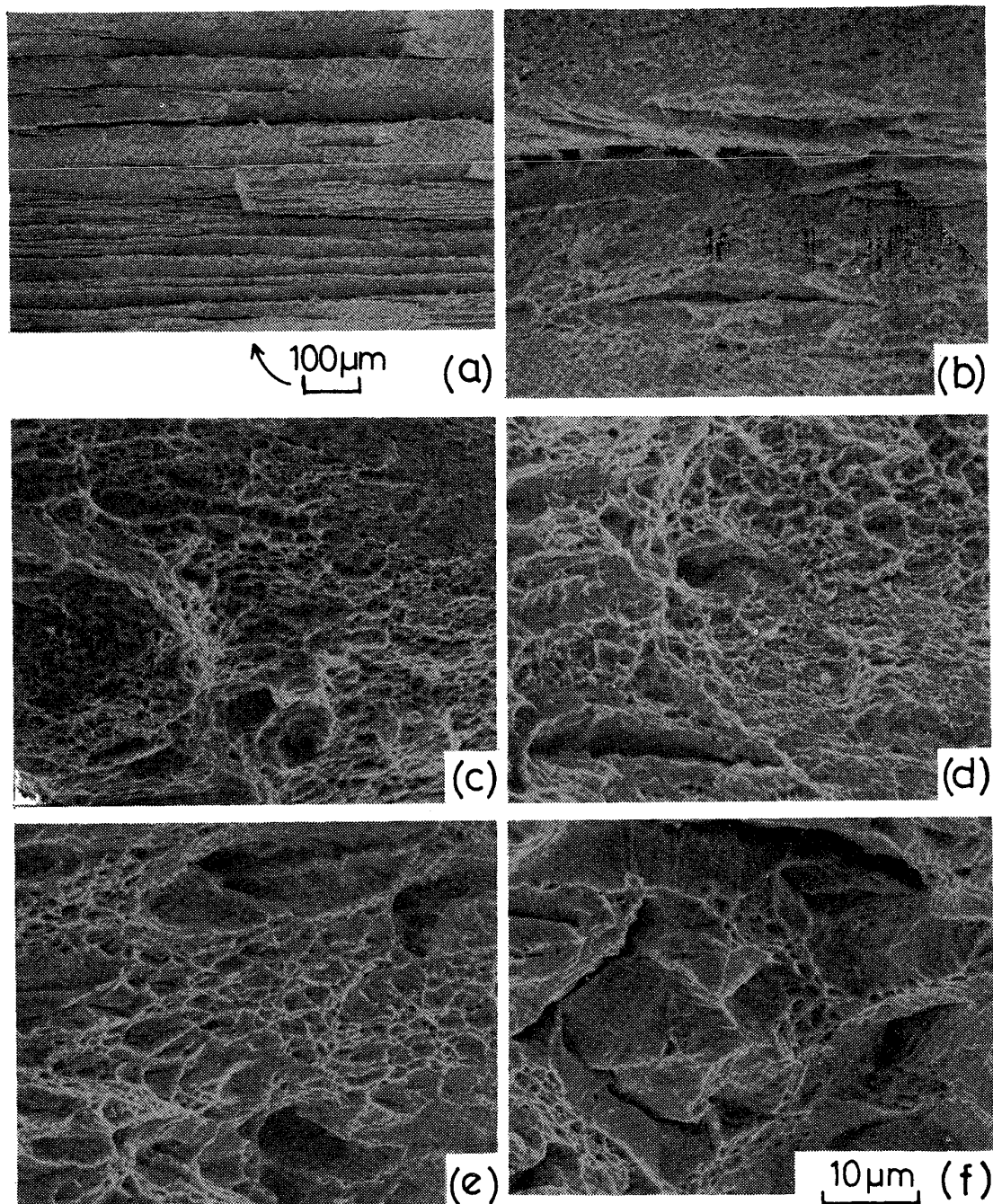


Photo. 2. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in rolled-annealed-aged specimens with different annealing temperatures, T ; (a) and (b) no annealing (RAO), (c) $T=590^{\circ}\text{C}$ (RA590), (d) $T=630^{\circ}\text{C}$ (RA630), (e) $T=720^{\circ}$ (RA720), and (f) $T=820^{\circ}\text{C}$ (RA820).

に示す。隣り合う縦割れにはさまれた破面上にはディンプルがみられる。いつぼうH試料の破面は 420°C から 550°C の間では、Photo.3 (a) に示すような典型的な前 γ 粒界割れ (粒径約 $150\mu\text{m}$) による低応力脆性破壊であった。

T が 500°C 以上での ϕ の上昇は、この温度域での欠陥の回復や microduplex 組織の形成による強度低下と関連づけられよう。また ϕ が上昇し始める温度がH試料

ではR試料より 50°C ほど高温側にずれているが、これはマルフォームにより焼なまし過程が速められたためとしてほぼ説明しうることが組織観察から明らかである。 600°C で ϕ が極大となるのは TRIP 効果によつて伸びが増大したための付随効果である。このように焼なましによつて γ 相が多く生成している条件下でも、HA試料の破面には Photo.3 (b) に示すように、粗大な前 γ 粒またはその半分程度の大きさを単位とした粒界割れや擬

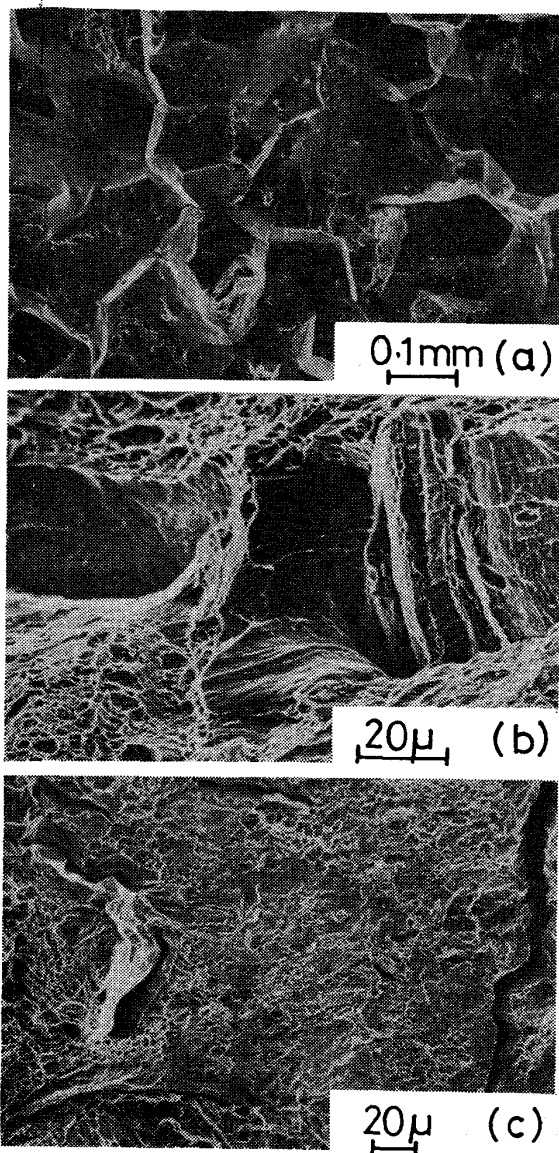


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surfaces in homogenized-annealed-aged specimens with different annealing temperatures, T ; (a) no annealing (HAO), (b) $T=600^{\circ}\text{C}$ (HA600), and (c) $T=750^{\circ}\text{C}$ (HA750).

へき開などの脆性破面がディンプル破面に混在していた。加工試料 RA では Photo.2(c)と(d)にそれぞれ示す $(\alpha + \gamma)$ と $(\gamma + \alpha'' + \alpha)$ の microduplex 組織の場合から明らかなように、ディンプル破面が全面にわたってみられる。

T が Af 点以上(ステージ VI) の場合にも ϕ はマルフォームによつて大きな影響を受けている。逆変態 γ 相の再結晶温度は加工試料で 700°C 以下、非加工試料で $700 \sim 750^{\circ}\text{C}$ であつたが、非加工試料では再結晶した場合でも Photo. 3 (c) のように再結晶以前の γ 粒の大きさに

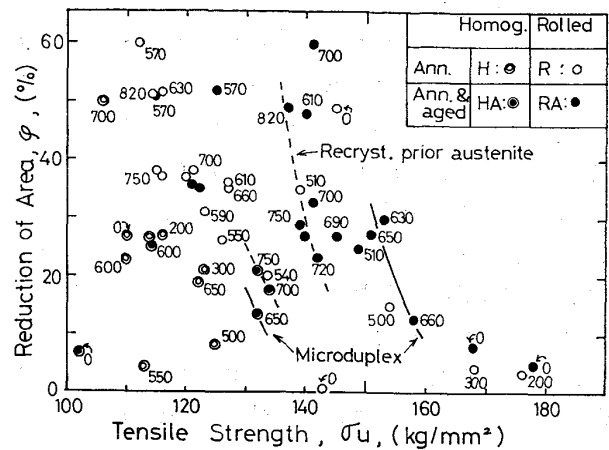


Fig. 9. Relation between ϕ and σ_u in typical specimens used in this work. Beneficial effects of rolling (marforming) and annealing in the two-phase field to form microduplex structures are evident at a finally aged condition. Numerals and zeros mean the annealing temperature in degree C and without annealing, respectively.

相当する前 γ 粒界割れがみとめられ、Photo.2 (e) と (f) の加工試料にみられるディンプルの延性破面とは対照的であつた。

Fig. 9 に本実験で調べた主な試料の σ_u と ϕ の関係を示す。黒丸印の RA 試料がもつとも右上方の好ましい強度-絞りの関係を有し、次いで白丸印の R 試料があり、非加工試料の H, HA が左下方に位置する。RA 試料に着目すると、 T が 700°C 以上の γ 単相域で、冷却後 α'' 単相となつているものに比較し、 T が $630 \sim 650^{\circ}\text{C}$ の $(\gamma + \alpha)$ 2 相域で、冷却後 $(\alpha'' + \alpha)$ microduplex 組織のもののほうが、 $\phi - \sigma_u$ の関係が右側の好ましい位置にある。しかし強度レベルのみについていえばマルフォーム後 $200 \sim 300^{\circ}\text{C}$ で焼なましするか、 420°C で時効した時のほうが高強度である。

圧延によりマルフォームを与えた R および RA 試料の引張特性の異方性についても測定を行い、集合組織の指標となる塑性異方性は L 方向と T 方向で $50 \sim 100\%$ の相異が認められた。しかし $\sigma_{0.2}$ と σ_u についてはほとんど異方性は観測されなかつた。 ϕ に関しては Af 点以上では L 方向が 2 倍位大きい、それ以下の 2 相組織では逆に T 方向のほうが大きい傾向を有し、単純ではない。しかしいずれの場合もマルフォームによるメリットは定性的にも十分認められ、集合組織による見掛けの現象ではないことが確認された。

3.3 マルフォームと焼なましの効果に対する考察

前述したように、マルフォームを加えることによつて時効材の脆性破面が減少し、強度-絞り特性が向上する

ことが明らかになった。この原因を焼なまし組織が形成される 500°C 以上とそれ以下に分けて考察する。焼なまし温度 500°C 以下の場合マルフォームにより強度増大とともに低応力破壊のもととなった前 γ 粒界割れが姿を消し、かわりに圧延面に平行に伸ばされた前 γ 粒界に沿って生ずる²⁶⁾薄片化とディンプル破面がみられた。こうした靱性向上の主要な原因は、加工によつて導入された変形帯のようなマクロ的な不均一性であり、薄片化による見かけの効果によるものではないと考えられる²⁶⁾。このような不均一組織は結晶を断片化 (fragmentation) またはモザイク化し、結晶粒の微細化と類似の応力集中サイトの分散や集中応力の減少をもたらすものと考えられる。

次に 500°C 以上で焼なました場合、microduplex 組織などの焼なまし組織の生成反応がマルフォームによつて速められるが、これとは別に加工による「断片化組織」は回復や γ 相の生成、再結晶などの過程を通じて、破壊の単位となる「ほぼ同一方位の結晶群の大きさ」²⁷⁾²⁸⁾を減少させたものと考えられる。それは焼なまし過程での核生成サイトが粒界から変形帯に移行すること²⁹⁾³⁰⁾および加工組織で方位分散が大きいことにより、焼なまし組織中にも粒界や相境界の密度が増すためである。Af 点以下 (2 相域) または Af 点以上 (γ 单相域) のいずれで焼なましても、加工試料のほうが絞りおよび強度とも大きいこと (Fig. 8 参照), および破面に脆性的な前 γ 粒界割れや擬へき開割れが見られなくなる (Photo. 2 と 3 参照) のはこの立場を支持している。非加工試料の microduplex 組織は見かけの結晶粒は加工試料と同程度に微細であるが、脆性破壊を抑制する実質的な「結晶粒」は見かけほど微細化していないことになる。

このようにマルフォームを加えた後焼なましを行い、冷却後時効する方法は、強度についてはマルフォーム後直接時効する場合より低い。しかし絞りや延性に優れ、とくに ($\alpha'' + \alpha$) の microduplex 組織となる (ステージ V) 場合には、溶体化後時効する場合より強度-絞り特性が好ましいものとなる。

4. 結 言

溶体化後時効すると大きく硬化する Fe-16%Ni-4%Si マルテンサイト合金を用い、時効前に 80% の冷間圧延 (マルフォーム) を行い、さらに ($\alpha + \gamma$) 2 相域で焼なました場合の引張変形挙動を、金属組織や X 線による格子歪などに対比して調査し、次のような結果を得た。

1. 残留 γ 量が最大となる焼なまし温度またはそれよ

り若干低温の焼なましで生成する ($\alpha + \gamma$) microduplex 組織をもつ試料では、その γ 相の TRIP 効果による大きな一様伸びが観察されたが、強度は時効材および非時効材とも低かった。

2. 2 相域の焼なまし後の時効により上昇する強度増分は、その焼なまし中に生成した不安定 γ 相の量とともに増加するが、安定 γ 相の生成域ではその増分はきわめて小さい。これは時効強化の原因が、2 相域焼なまし後の冷却中に変態して生じたマルテンサイト相のマルエージ現象によるものとしてほぼ説明しうる。

3. マルフォームは、その後の焼なましの有無にかかわらず、時効材の強靱化に有効である。microduplex 組織の場合もマルフォームによつて強度上昇とともに、脆性破面の消失と絞りの増加がみとめられた。こうした原因は主として結晶の断片化に由来することを考察した。

4. 以上のような諸性質から、マルフォームと Af 点以下での 2 相域焼なましを行うマルエージ型の超強力鋼の強靱化処理法が、時効前に Af 点以上で溶体化を行う従来の方法に比べ、強度、靱性の向上に有効であると考えられる。

本研究を遂行するに当たり、種々の示唆を与えられた金属材料技術研究所津谷和男科学研究所、および貴重な御討論をしていただいた同研究所強力材料研究部の内山郁都部長はじめ同部研究員諸兄及び材料強度研究部安中嵩室長に深甚なる感謝の意を表する。

文 献

- 1) R.F. DECKER, J.T. EASH, and A.J. GOLDMAN: Trans. ASM, 55 (1962), p. 58
- 2) S. FLOREEN and R.F. DECKER: Trans. ASM, 55 (1962), p. 518
- 3) E.B. KULA, and C.F. HICKEY: Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1707
- 4) J.A. ROBERSON, and A.M. ADAIR: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1937
- 5) 添野 浩, 黒田哲郎, 土屋正利, 田口和夫: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 220
- 6) 加藤義雄, 山田銑一, 小松 登: 鉄と鋼, 64 (1978), A53
- 7) 住友芳夫, 古林英一, 遠藤 直: 日本金属学会第 82 回講演大会講演概要 (1978/4), p. 30
- 8) 三菱重工: 公開特許公報, 特開昭 51-87118
- 9) M.J. YOKOTA, G. SASAKI, and W.A. HORWOOD: Mat. Sci. Eng., 19 (1975), p. 129
- 10) 河部義邦, 中沢興三, 宗木政一: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1229
- 11) R.C. GIBSON, H.W. HAYDEN, and J.H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85
- 12) 細見広次, 芦田喜郎, 波戸 浩, 安宅 龍, 石原和範, 中村 均: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 595

- 13) S.FLOREEN: Trans. ASM, 57(1964), p. 39
- 14) 金尾正雄, 荒木 透, 中野恵司: 鉄と鋼, 57(1971), p. 1183
- 15) 安中 嵩, 荒木 透: 日本金属学会誌, 38(1974), p. 877
- 16) 古林英一: 未発表データ
- 17) 古林英一, 榎本正人: 鉄と鋼, 63(1977), p. 1305
- 18) E.FURUBAYASHI, M.ENOMOTO, and K. TSUYA: Trans. ISIJ, 18(1978), p. 618
- 19) R.L.MILLER: Trans. ASM, 57(1964), p. 892
- 20) M.ENOMOTO, and E.FURUBAYASHI: Mat. Sci. Eng., 24(1976), p. 123
- 21) V.F.ZACKAY, E.R.PARKER, D.FAHR, and R. BUSCH: Trans. ASM, 60(1967), p. 252
- 22) 田村今男, 牧 正志, 波戸 浩, 油井孝輔: 日本金属学会誌, 33(1969), p. 1383
- 23) 淀川正進, 田中 実: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1859
- 24) 松田明教, 竹岡忠郎, 中島耕一: 日本金属学会誌 40(1976), p. 839
- 25) 波戸 浩, 中村 均, 芦田喜郎, 細見広次: 鉄と鋼, 63(1977), S 743
- 26) 住友芳夫, 古林英一, : Trans. ISIJ に 投稿予定
- 27) S.MATSUDA, T.INOUE, and M.OGASAWARA: Trans. JIM, 9(1968), p. 343
- 28) 寺崎富久長, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 58(1972), p. 283
- 29) 田岡忠美, 古林英一, 竹内 伸: 鉄と鋼, 54(1968), p. 162
- 30) 梶 晴男, 町田正弘, 勝亦正昭: 鉄と鋼, 64(1978), A 215