

Ni-30Cr-5Al 合金の結晶粒微細化と超塑性

論 文

久保木 功*・本橋嘉信*²・今林 守*³・加藤健三*⁴

Grain Refinement and Superplasticity in Ni-30Cr-5Al Alloy

Isao KUBOKI, Yoshinobu MOTOHASHI, Mamoru IMABAYASHI and Kenzou KATO

Synopsis:

The Ni-30Cr-5Al alloy which is used for an ornamental material is relatively soft in an as-solid-solution state, and the alloy can be strengthened to about 600 in Vickers hardness by precipitation hardening. In the present study, a possibility of superplasticity in the alloy is examined by refining its microstructure using a thermomechanical treatment. The thermomechanical treatment is composed of a cold rolling of at least 80% in rolling reduction followed by a precipitation and recrystallization at temperatures below 1 225 K. A fine-grained dual phase microstructure in which fine round α -Cr phase particles are uniformly dispersing in γ -Ni phase matrix can be obtained by the treatment. An alloy which was undergone such treatments shows the total elongation of more than 500% and the strain-rate sensitivity index of about 0.4 when deformed at 1 225 K. The deformation at temperatures below 1 225 K obeys thermally activated process and the activation energy found is 251 kJ mol⁻¹. It can therefore be concluded that the Ni-30Cr-5Al alloy which has undergone the above-stated thermomechanical treatment shows superplasticity.

Key words : Ni base alloy ; grain refinement ; superplasticity ; mechanical properties.

1. 緒 言

装飾用合金として実用化されている Ni-30Cr-5Al 合金は、高耐食性に加え、溶体化状態では軟質(約 HV 170)で冷間加工が容易であり、また極めて高い時効硬化性(約 HV 600)を示す¹⁾。

もし、このような装飾用合金の成形加工に、低い作用応力下で大変形の得られる超塑性現象が利用できるならば、製造コストの低減だけでなく、良好な形状転写性、拡散接合性によるデザインの多様化などの点からも非常に有用である。さらに、従来の IN 100 などの機械的強度が大きく、かつ超塑性を示す Ni 基合金は、超塑性化のために HIP あるいは熱間押出しなどの大規模なプリフォームを必要とし極めてコスト高なものとなっているが、このような Ni 基合金において、超塑性発現のための結晶粒微細化が冷間加工と析出・再結晶処理による単純プロセスで可能ならば、経済的効果も大きく、冷間加工と超塑性という塑性加工性にすぐれた高強度 Ni 基合

金を得ることができるものと考えられる。

本研究では、新たに超塑性化のための合金設計を行わず、材料特性の既知な Ni-30Cr-5Al 合金を供試材として、材料の使用環境下では高強度であるが、高温で適切な変形速度下では超塑性が発現するような加工熱処理方法を明らかにすることを目的とした。すなわち、本合金に冷間圧延と析出・再結晶処理を施し、結晶粒微細化のための圧下率、焼鈍条件の影響を調べた。また、結晶粒調整を行った本合金が超塑性挙動を示すかどうかを高温引張試験を行って検討した。さらに室温引張特性への結晶粒微細化の効果についても検討を行った。

2. 実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示す。供試材は、1 373 K で 3.6 ks 溶体化後水冷処理された厚さ 5.5 mm の板材として入手したものである。その組織は粒径約 300 μ m の焼鈍双晶のよく発達した γ -Ni 単相組織であった。

昭和 63 年 2 月 22 日受付 (Received Feb. 22, 1988)

- * 茨城大学大学院 (Graduate School, Ibaraki University, 4-12-1 Nakanarusawa-cho Hitachi 316)
- *² 茨城大学工学部 理博 (Faculty of Engineering, Ibaraki University)
- *³ 茨城大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Ibaraki University)
- *⁴ セイコー電子工業(株) (Seiko Instruments Inc.)

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%).

Cr	Al	Ni
29.97	5.27	Balance

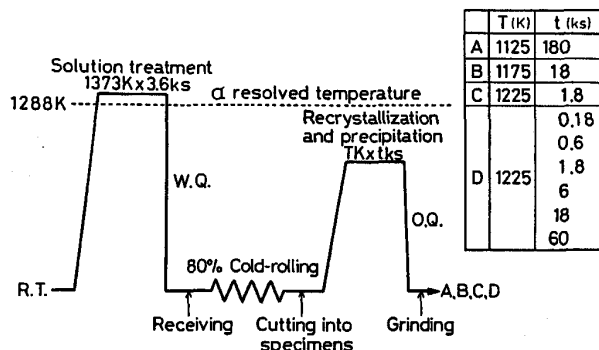


Fig. 1. Schematic diagram of the thermomechanical treatment to obtain specimens for tensile test.

結晶粒微細化のための再結晶条件は、供試材を冷間圧延後、 N_2 気流中で加熱、油冷した試料について、ピッカーズ硬さ測定、光学顕微鏡組織観察および X 線背面反射ピンホール写真撮影を行うことにより決定した。ピンホール写真の撮影は銅ターゲットから発生する X 線を用い、50 kV, 23 mA で行った。

本研究で行った加工熱処理工程を Fig. 1 に示す。まず、供試材を厚さ 1.1 mm (圧下率 80%) まで 7~8 パスで冷間圧延した。この冷間圧延材から、引張軸が圧延方向と平行な、平行部長さ 15 mm, 幅 3 mm の試験片を採取した。次に析出と再結晶をともなう焼鈍処理を行い、油冷後、焼鈍中に生じた脱 Al および脱 Cr 層の除去のため厚さ約 1 mm まで表層を研磨した。試験片の焼鈍条件は、1125 K で 180 ks (Spe. A と呼ぶ、以下同様)、1175 K で 18 ks (Spe. B)、1225 K で 1.8 ks (Spe. C) および 1225 K で 0.18~60 ks (Spe. D) とした。なお、これらの圧下率および焼鈍条件は、後述する再結晶挙動から決定した。

Spe. A ~ C について高温引張試験、Spe. D について室温引張試験を行った。高温引張試験は、約 150 mm 長さの等温域 (± 5 K 以内) を持つ電気炉を装着したインストロン型引張試験機を用い、減圧下 (8~10 Pa), 昇温速度約 35 K/min で行った。室温引張試験も同様の試験機を用い、試験温度約 290 K, 初期歪み速度 $1 \times 10^{-3} s^{-1}$ で行った。

3. 実験結果および考察

3.1 再結晶挙動と結晶粒微細化

溶体化処理した Ni-30Cr-5Al 合金は、中間焼鈍を行

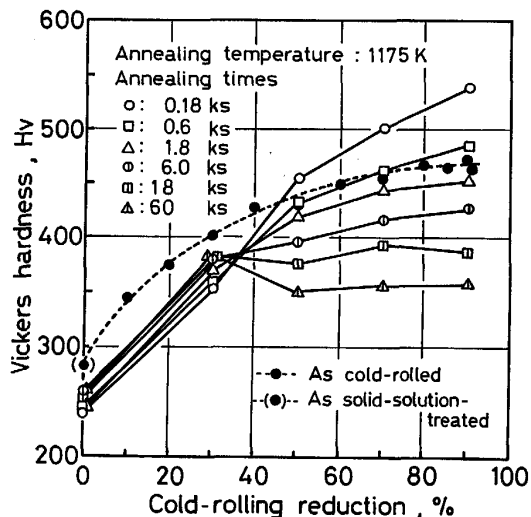


Fig. 2. Effect of cold-rolling reduction on the hardness of Ni-30Cr-5Al alloys cold-rolled and then annealed at 1175 K for different times.

わなくとも、90%以上の冷間圧延が可能であった。また Fig. 2 の破線に示すように、硬さは圧下率の増加にともない上昇し、圧下率 80% ではほぼ飽和 (HV 470) に達する。

Ni-30Cr-5Al 合金は、分散強化型合金によく見られるように、母相の回復が析出相によつて妨げられ再結晶過程が広い温度範囲となる。また、異なる焼鈍温度では平衡析出相の量に差が生じるため、圧延材の等温焼鈍を行うことによつて、焼鈍時間の増加にともなう硬さの変化を調べ、回復・再結晶の開始に必要な焼鈍温度および圧下率条件を検討した。この場合の硬さの変化には、析出による硬化過程と回復・再結晶による軟化過程が含まれていると考えられる。したがつて、軟化傾向を示すならば、少なくとも回復・再結晶が開始したものと解釈してよいと思われる。強冷間圧延材の硬さに及ぼす焼鈍温度の影響を Fig. 3 に示す。圧下率 80% および 90% では 875 K 以上において焼鈍時間の増加にともない軟化傾向を示すが、70% では 975 K 以上でない軟化傾向を示さない。Fig. 4 に圧延材の硬さに及ぼす焼鈍時間の影響を示す。圧下率 50% において 1125 K 以上、30% において 1275 K 以上でない軟化傾向を示さないことが分かる。つまり高圧下率ほど、焼鈍時間の増加にともなつて軟化を示すようになる温度は低下する。このことは、高圧下率ほど低温で回復・再結晶が開始することを示す。しかがつて、圧下率 80% 以上ではこの温度が 875 K であることから、圧延材に再結晶を起こさせるためには 875 K 以上で焼鈍する必要があると思われる。

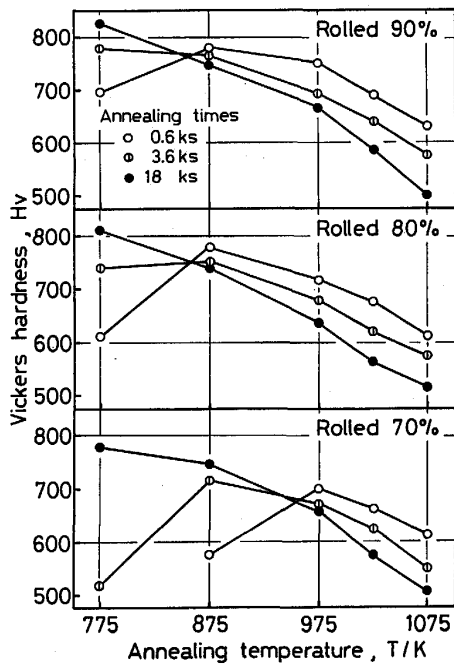


Fig. 3. Effect of annealing temperature on the hardness of Ni-30Cr-5Al alloys, having various amounts of cold-rolling reduction, annealed for 0.6 ks, 3.6 ks or 18 ks.

また、Fig. 4 から、1225 K 以下の温度において、圧下率 50% 以上では軟化傾向を示すが、30% では硬さの増加が認められる。Fig. 2 の実線は、Fig. 4 に示した 1175 K で焼鈍した試料について、焼鈍時間をパラメータとして硬さと圧下率の関係にプロットし直した図である。圧下率 40% 以上において、焼鈍時間の増加にともなう軟化傾向を示すことがわかる。これらは後述する微細結晶粒を得るための温度条件 1225 K 以下において、回復・再結晶を開始させるために必要な臨界圧下率が約 40% であることを示すものと思われる。

次に組織観察 (Photo. 1, Photo. 2) によつて、回復・再結晶の終了点を明らかにし、微細結晶粒組織を得るための条件を検討した。本合金は 1175 K 以上において γ' -Ni₃Al 相がほぼ固溶し、1175 K から 1288 K の範囲で、析出した α -Cr 相と母相 γ -Ni 相の二相組織となることが予備実験で確認されている。(MERCHANT ら²⁾ も同様な結果を得ている)。しかし、 α 相の析出範囲であっても Photo. 2 に示すように、1225 K を超える温度 T ($T > 1225$ K) では、 α 相の急激な固溶によつて γ 相の粒成長が顕著になり、再結晶させても結晶粒の微細化が困難であることがわかる。また、圧下率 50% 以下では粒界および双晶境界から粒界反応型の層状析出が優先して始まる。圧下率 70% になると 50% に比べ粒界反応

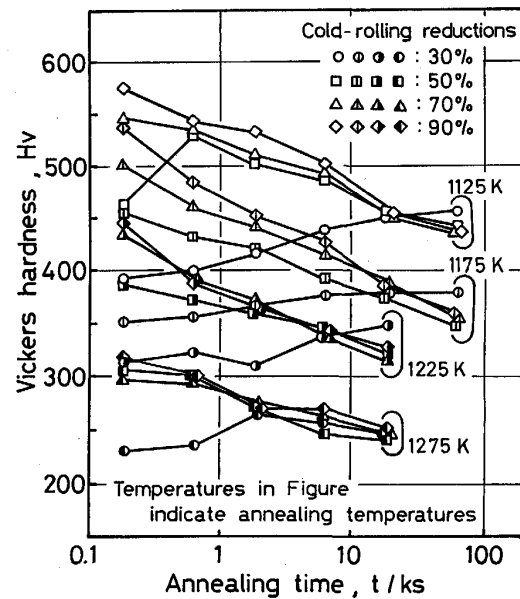


Fig. 4. Effect of annealing time on the hardness of Ni-30Cr-5Al alloys, having various amounts of cold-rolling reduction, annealed at various temperatures.

型析出の割合が減少し、変形帯領域から粒状 α 相の析出が観察されるが、18 ks 間焼鈍を行つても層状組織の粒状化は不十分で、かつ粒状 α 相の分布も不均一である。圧下率 90% では粒界反応型析出がほとんど認められなくなり、変形帯領域から優先して析出した粒状 α 相が焼鈍時間の増加にともない全域に広がっていく。そして、1175 K では、18 ks 焼鈍によつてほぼ全域に粒状 α 相が均一分散した組織となる。これらは、支配的な析出形態が圧下率の増加にともない圧下率 70% 前後で粒界反応型析出から粒状析出へ、すなわち不連続析出から連続析出へと変化していくことを示している。このような前加工の影響による析出形態の変化は、Cu-2Be 合金³⁾および Cu-4Ti 合金⁴⁾⁵⁾などの Cu 合金において多く観察されており、このときの高圧下率領域での連続析出は母相の回復・再結晶と並行して進行し、再結晶した母相粒界に粒状析出相が存在する二相微細結晶粒組織が形成されることが知られている。この場合析出相は連続的に生じる再結晶の核発生に作用し、転位密度の高い変形帯領域から析出した粒状相の近傍では亜結晶粒、あるいは再結晶粒の形成が優先的に進行するものと考えられている⁴⁾⁵⁾。本合金においても、変形帯から連続析出が始まり、全域に連続析出した後には γ 相の再結晶が終了し、微細組織が形成されることが Photo. 2 に示す 90% 圧延材の 1225 K, 18 ks 焼鈍組織から確認できる。したがって、これら Cu 合金と本合金における回復・再結晶と

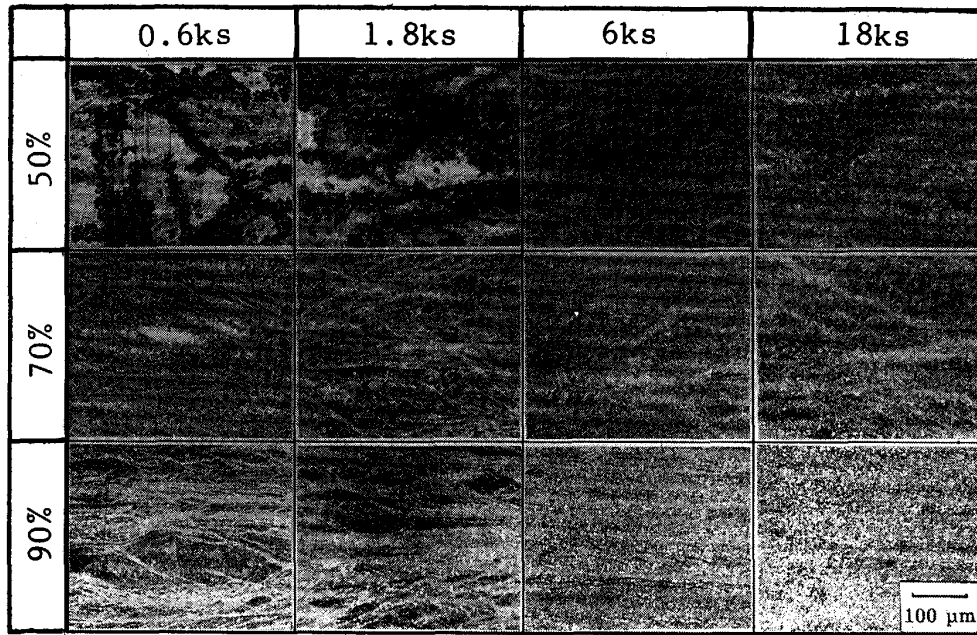


Photo. 1. Optical microstructures of Ni-30Cr-5Al alloys, having various amounts of cold-rolling reduction, annealed at 1175 K for different times.

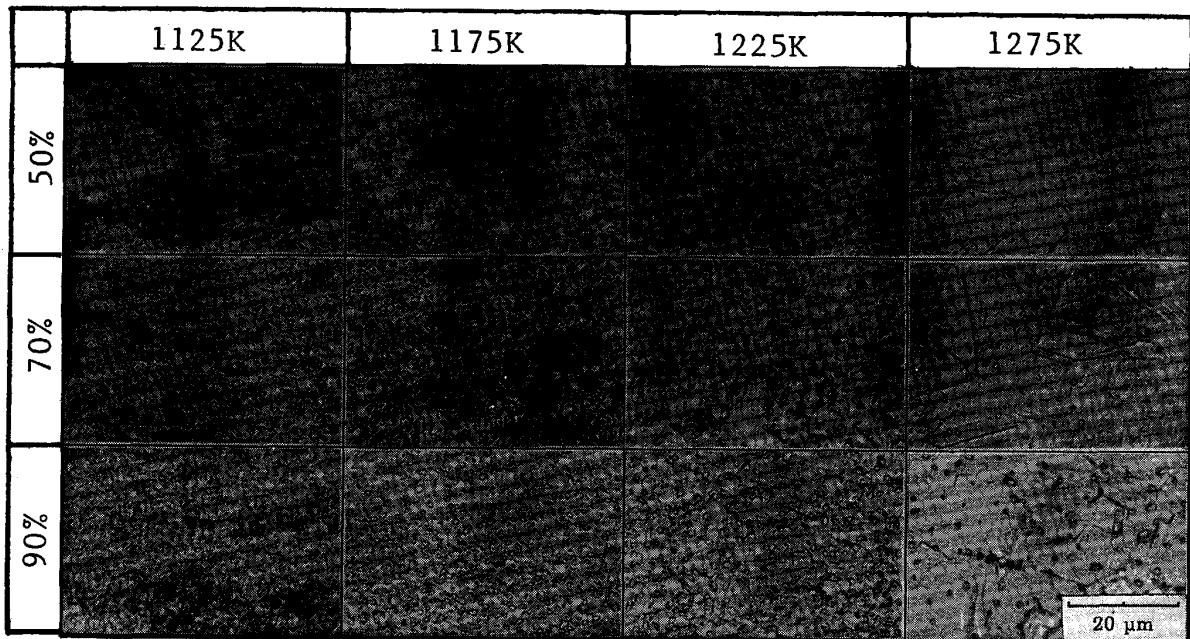
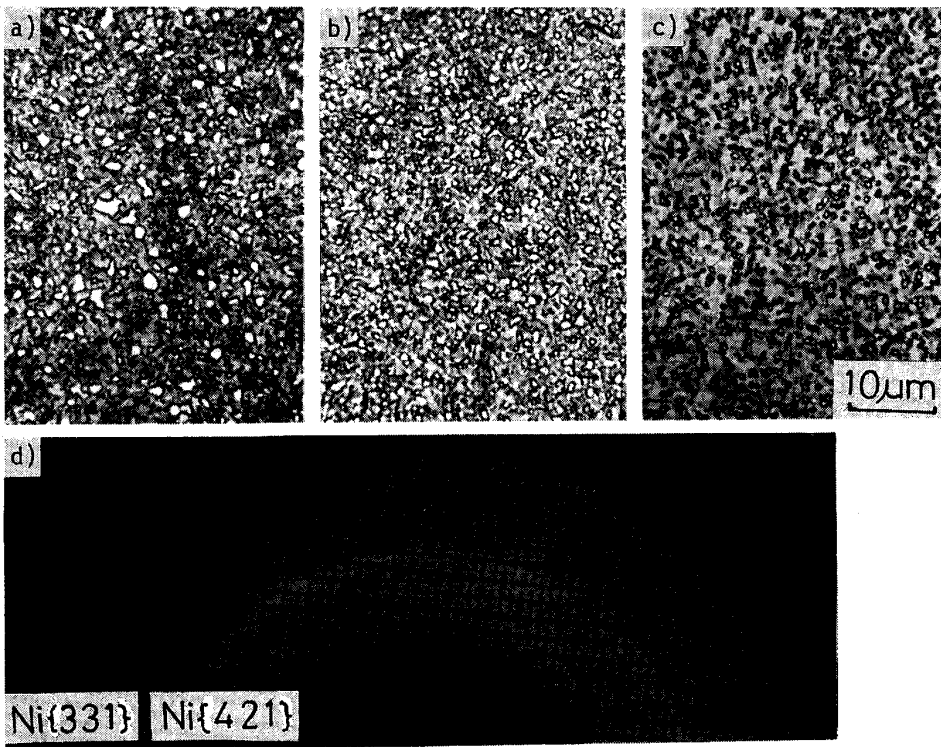


Photo. 2. Optical microstructures of Ni-30Cr-5Al alloys, having various amounts of cold-rolling reduction, annealed at various temperatures for 18 ks.

析出の相互関係は類似しており、本合金においても母相 γ 相の回復・再結晶過程と α 相の連続析出過程が並行して進行するものと考えてよいと思われる。しかし、全域に連続析出した後においても、1225 K 以下の光学顕微鏡組織観察では、 γ 相粒界が明確でないのがみられる。これは、 γ 相の回復により亜結晶粒の形成は全域にわた

って進行するが、析出相の存在により再結晶の核となるための臨界寸法を満たす亜結晶粒が少なく、再結晶粒の形成が遅れるためと考えられる⁶⁾。この状態からさらに焼鈍を続けると、再結晶は亜結晶粒の正常成長により連続的に起こる(連続再結晶)ものと思われる。しかし、 α 相の析出量が大きく、 α 粒径が小さい場合には、回復



a) At 1125 K for 180 ks (Spe. A)
 b) At 1175 K for 18 ks (Spe. B)
 c) At 1225 K for 1.8 ks (Spe. C)
 d) X-ray pinhole pattern

Photo. 3. Optical microstructures of Ni-30Cr-5Al alloys (Spe. A, Spe. B and Spe. C) annealed after 80% cold-rolling and X-ray pinhole pattern of Spe. C.

組織のままであり再結晶はおこらないと考えられる⁸⁾。この点を明らかにするためには TEM 観察による検討が必要であろう。以上より、全域が連続析出したならば、少なくとも亜結晶粒の形成は終了（回復の終了）したと考えられる。一方、硬さ変化から、回復・再結晶させるためには 40% 以上の圧下率が必要であることが分かったが、この圧下率以上であつても 70% 以下では、再結晶を終了させるために高温、長時間焼鈍が必要であり、しかも不連続析出が認められ、その層状組織の粒状化も本実験範囲内では不十分であつた。したがつて、圧下率 70% 以下では微細結晶粒を得ることが難しいものと考えられる。

Fig. 1 の加工熱処理を施した Spe. A, Spe. B, Spe. C の組織をそれぞれ Photo. 3 a) b) c) に示す。圧下率 80% ではどの焼鈍条件においても粒状 α 相がほぼ均一に連続析出していることが分かる。Photo. 3 d) は Spe. C の X 線背面反射ピンホール写真である。本合金は高転位密度の変形帯から回復・再結晶が開始すると考えられるので、材料全体の再結晶状態を判断するためある程度広範囲の情報得られる X 線を用いた。 γ -Ni {331} および γ -Ni {420} のデバイ環とも $K_{\alpha 2}$ 重線が完全に分離しているなめらかな連続デバイ環となつている。Spe. A, Spe. B においても同様な 2 重線をもつ回折パターンであった。また、Spe. C については所々に再結晶粒に対応した小さな斑点が観察される。ゆえに Spe. A,

Spe. B, Spe. C はいずれも γ 相の回復が終了し、連続析出した α 相と亜結晶粒 γ 相 (Spe. C における γ 相は亜結晶粒と再結晶粒を形成) とからなる微細結晶粒組織となつているものと考えてよいと思われる[†]。このときの Spe. C における α 相および γ 相の再結晶粒径は、それぞれ $0.6 \mu\text{m}$, $1.5 \mu\text{m}$ であつた (Fig. 9 (a))。同様な粒状析出相と母相亜結晶粒からなる微細組織が、二相ステンレス鋼においても形成されることが知られている⁸⁾。ここで、全域に連続析出させるために必要な焼鈍温度は、焼鈍時間を長くするほど低下し、そのとき析出した α 相の粒径は、低温、長時間で焼鈍させた試験片ほど大きくなる傾向を示す。しかし、 α 相析出量は Spe. C に比べ Spe. A, Spe. B のほうが多く、しかも Spe. A は状態図²⁾ から γ' 相の析出も考えられるので、低温、長時間で焼鈍させた試験片ほど、析出相が γ 相の再結晶および粒成長を抑制し、 γ 相亜結晶粒あるいは γ 相再結晶粒はより微細化しているものと思われる。

以上のことから、粒状 α 相が均一分散した微細結晶粒組織を得るためには、圧下率 80% 以上、焼鈍温度 875 ~ 1225 K、なるべく低温、長時間で全域に連続析出さ

† 変形前に微細亜結晶粒が安定に存在した組織状態にある Al 合金において、変形中に連続再結晶が起こり、超塑性が発現することが知られている⁷⁾。なお、本合金の再結晶挙動は連続再結晶によるものと考えられるので、この Al 合金と同様な組織状態においても超塑性が発現する可能性がある。本研究においては、少なくとも亜結晶粒の形成が終了したと考えられる条件 (全域が連続析出している) を結晶粒微細化のための再結晶条件とした。

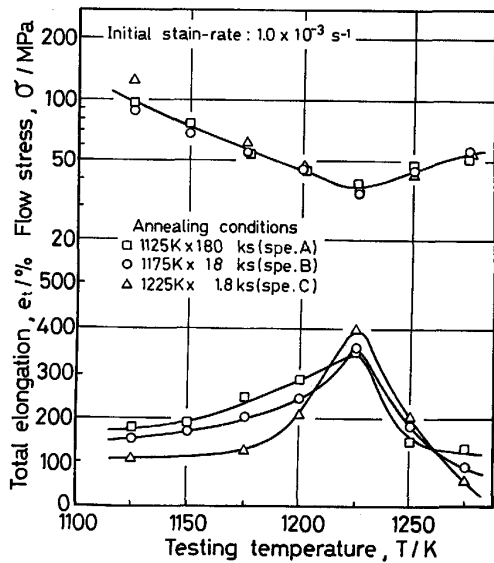


Fig. 5. The dependence of testing temperature on the total elongation and the flow stress of specimens deformed at an initial strain-rate of $1.0 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

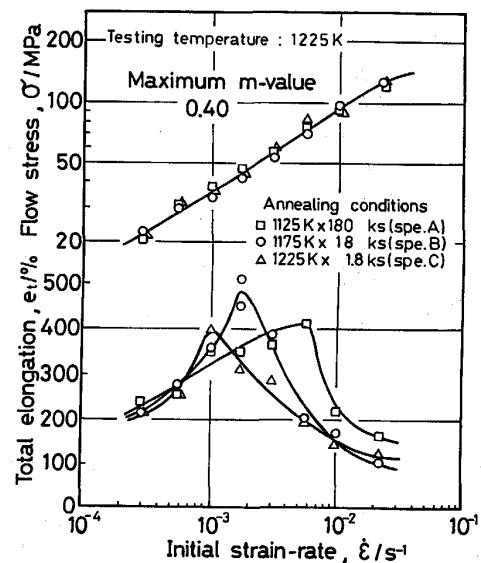


Fig. 6. The dependence of initial strain-rate on the total elongation and the flow stress of specimens deformed at 1225 K.

せることが必要であることが分かった。このときの γ 相は亜結晶組織であると考えられる。

3・2 高温引張特性

Spe. A, Spe. B および Spe. C の試験温度に対する全伸びと流動応力の変化を Fig. 5 に示す。いずれの試験片においても 1225 K で全伸びは最大を示し、流動応力は最小となる。この温度より高温では、焼鈍条件の違いによる全伸びおよび流動応力の差があまり認められないが、これより低温では、より低温、長時間で焼鈍させた試験片ほど、どの試験温度においても全伸びが大きくなる傾向 (Spe. A > B > C) を示す。これは結晶粒微細化の効果であると思われる。しかし、流動応力に対する微細化の効果、つまり焼鈍条件の違いによる流動応力の差は 1225 K 以下においてもあまり認められない。

最大全伸びが得られた試験温度 1225 K における初期歪み速度に対する全伸びと流動応力の変化を Fig. 6 に示す。低温、長時間で焼鈍させた試験片ほど、最大全伸びを示す歪み速度が高歪み速度側に移行している。これもまた結晶粒微細化の効果と考えられ、この結果も Spe. A が最も微細粒であることを示唆している。Spe. B においては初期歪み速度 $1.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で最大 500% 以上の全伸びが得られた。一方、流動応力はいずれの試験片においても初期歪み速度全域にわたってほぼ等しい値を示している。このように 1225 K 以下において、伸びでは試験片による差が認められるのに対して、流動応力ではそれが明らかではない。この原因は、 γ 相亜結

晶粒の変形中の連続再結晶が、ある程度歪み量の大きな段階で起こるものと考えられるため、(亜)結晶粒径の違いが伸びには影響を与えるが、変形初期の流動応力にはあまり寄与しないためであると思われる。しかしこの点についてはさらに検討が必要であろう。なお、この初期歪み速度と流動応力の両対数関数の曲線の傾きは、歪み速度感受性指数 m 値を与える。超塑性変形では通常 m 値が 0.3 以上とされているが、本実験で得られた最大 m 値は 0.4 程度であった。したがって、いずれの焼鈍条件の試験片においても、超塑性が発現しているものと考えられる。

次に、実用的な焼鈍時間範囲で、しかも全伸びが最大となった Spe. B について、種々の温度で変形を行った (Fig. 7)。試験温度 1225 K では全伸びの強い初期歪み速度依存性が認められるが、1225 K 以外の試験温度では弱く、また最大全伸びも 250% 以下と小さな値となる。しかし、1200 K では、約 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以上の初期歪み速度において 1225 K よりも大きな全伸びを示す傾向がみられる。また、流動応力と初期歪み速度の両対数関係から、最大 m 値は 1225 K 以下において 0.4 以上を示すが、1250 K 以上では 0.25 以下と小さな値であった。

次に、超塑性変形時の活性化エネルギーを求めた。一般に高温変形時の状態方程式は次式のように表される。

$$\dot{\epsilon} = K \sigma^n \exp(-Q/RT) \dots\dots\dots (1)$$

ここで $\dot{\epsilon}$ は歪み速度、 σ は流動応力、 K は組織などに依存する定数、 n は応力指数 ($=1/m$)、 Q は活性化エ

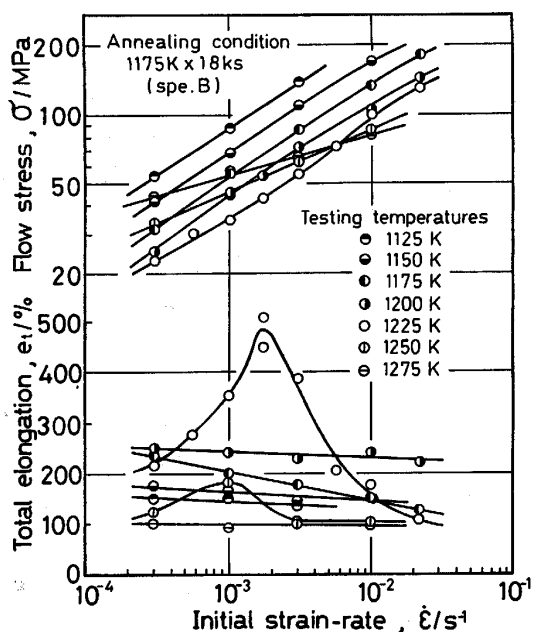


Fig. 7. The dependence of initial strain-rate on the total elongation and the flow stress of specimen, Spe. B, annealed at 1175 K for 18 ks after 80% cold-rolling.

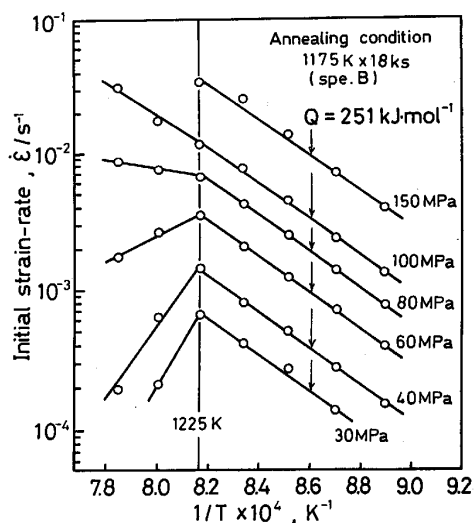


Fig. 8. The relationship between $\ln \dot{\epsilon}$ and $1/T$ at constant stress of specimen, Spe. B, annealed at 1175 K for 18 ks after 80% cold-rolling.

エネルギー、 R はガス定数、 T は絶対温度である。いま、Fig. 7 から流動応力 σ を一定として試験温度 ($1/T$) と初期歪み速度 ($\ln \dot{\epsilon}$) の関係を図示すれば Fig. 8 が得られる。1225 K 以上では熱活性化過程を示す式 (1) は満足されないようで、1225 K を境にして変形機構が明らかに異なることがわかる。この原因は Photo. 2 から知れるように、1225 K 以上における結晶粒の著しい

粗大化に超因するものと考えられる。したがって、Fig. 5 に示すような 1225 K 以上における全伸びの低下、流動応力の上昇はこのような変形機構の変化、つまり超塑性的な変形を示さなくなつたためと思われる。1225 K 以下における Fig. 8 の直線の傾きは超塑性変形時の活性化エネルギー Q を与える。これより $Q = 251 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ が得られた。この値は本合金と同様の α -Cr 相および γ -Ni 相よりなる二相微細組織を有する Ni-39Cr-10Fe-2Ti-1Al 合金の超塑性変形の活性化エネルギー⁹⁾ とほぼ等しく、また Ni の自己拡散、Ni 中の Cr および Al の体拡散の活性化エネルギー (それぞれ 281, 272, 268 $\text{kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$)¹⁰⁾ に近い。これは 1225 K 以下での変形機構が拡散、特に体拡散に深く関係していることを示唆している。

3.3 静的粒成長と室温引張特性

結晶粒微細化の室温での効果を確認する目的で、再結晶状態を未再結晶段階から粒成長段階まで種々変化させた Spe. D について室温引張試験を行つた。また、比較のために溶体化処理材 (S. T.) および 80% 冷間圧延材 (A. R.) についても同様の試験を行つた。ここで A. R. の降伏強度は 0.2% 耐力を用いた。また、Fig. 9 (a) 中の焼鈍条件 d~g は (b) のそれと同様である。Fig. 9 (a) から α 相および γ 相の結晶粒は焼鈍時間の増加にともない粒成長し、 γ 相の粒成長は α 相のそれより大きいことがわかる。粒成長の速度式は一般に次式で表される。

$$R_t^n - R_0^n = k t \dots \dots \dots (2)$$

ここで R_0 は初期の結晶粒半径、 R_t は t 時間焼鈍後の結晶粒半径、 k は定数である。(2) 式において R_0 が小さく無視できるとし、 t 時間焼鈍後の粒径 d_t で整理すると次式のようなになる。

$$d_t^n = k' t \quad (k' \text{ は定数}) \dots \dots \dots (3)$$

したがって、指数 n は (3) 式より Fig. 9 (a) の直線の傾きから得られる。得られた n 値は γ 相が 2.63、 α 相が 3.90 であつた。高山ら¹¹⁾ は Fe-Si-C 系低合金二相鋼の粒成長について、フェライト相が主相で拡散性の悪いオーステナイト相が副相の場合、粒成長は体拡散支配であり $n=3$ が成り立つと報告している。本合金においても析出した α 相は γ 相に比べ拡散性が悪く、 γ 相の n 値もこの値に近いことから、 γ 相の粒成長は体拡散支配であると思われる。また母相の粒界上に分散する第二相の凝集反応については、原子の主たる移動が粒界を経路として行われる場合 $n=4$ が成り立つといわれており⁴⁾、 α 相の n 値がこの値に近いことから、連続析出した α 相の粒成長は粒界拡散支配であると思われる。

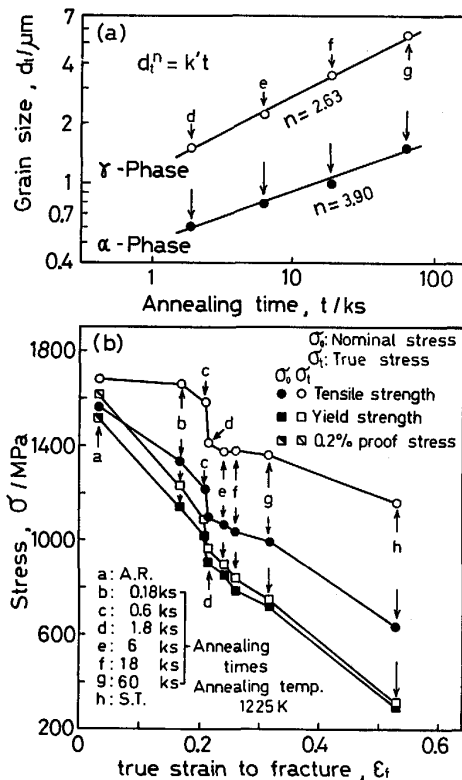


Fig. 9. Grain growth and the relationship between true strain to fracture and tensile and yield strength at room temperature of specimens annealed at 1225 K for different times.

次に、Fig. 9 (b) から再結晶を終了させる（焼鈍条件 d~g）と真の引張強度は粒径にほとんど依存せず、ほぼ一定値（約 1380 MPa）を示すが、真の降伏強度は粒径に依存し、粒径が大きくなるほど徐々に低下する傾向にあることがわかる。また、Spe. D の中で全域に連続析出した直後の最も微細な結晶粒を有する試験片（焼鈍条件 d, Spe. C と同様）における降伏強度、引張強度および破断までの真歪みの値は、それぞれ 882 MPa, 1097 MPa, 0.22 である。なお、粒径の増加にともない降伏強度、引張強度は単調に低下し、破断までの真歪みは単調に増加する。ここで、降伏強度と引張強度の低下の割合は降伏強度のほうが大きい傾向を示している。これは結晶粒の微細化によつて降伏比を大きくできることを意味している。さらに、回復・再結晶の終了にともない、破断までの真歪みの増加に比較して、応力特に真の引張強度が急激に低下する領域（焼鈍条件 c~d）が存在する。これより、引張試験における応力と歪みの関係からも再結晶状態を明らかにすることができるものと思われる。

4. 結 論

Ni-30Cr-5Al 合金の圧延材に析出・再結晶処理を施こして組織制御を行い、得られた微細結晶粒組織を有する試験片について高温および室温引張試験を行った結果、以下の結論を得た。

(1) 粒状 α 相が均一分散した微細結晶粒組織を得るためには、圧下率 80% 以上、焼鈍温度 875~1225 K, なるべく低温、長時間で材料全域に連続析出を生じさせる必要がある。

(2) いずれの焼鈍条件の試験片においても最大全伸びおよび最小流動応力を示す試験温度は 1225 K であるが、最大全伸びを示す歪み速度は低温、長時間で焼鈍させた試験片ほど高歪み速度側に移行する。

(3) 1225 K を境にして変形機構が明らかに異なる。1225 K を超える温度では超塑性的な変形を示さないが、1225 K 以下では最大 500% 以上の全伸びと最大 m 値が 0.4 以上を示したことから、超塑性流動が重要な役割を果たしているものと考えられる。このとき超塑性変形の活性化エネルギーは $251 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ であった。

(4) γ 相および α 相の 1225 K における粒成長は、それぞれ体拡散、粒界拡散によつて支配される。また、 α 粒径 $0.6 \mu\text{m}$, γ 粒径 $1.5 \mu\text{m}$ を有する試験片の室温引張試験では、降伏強度、引張強度および破断までの真歪みはそれぞれ 882 MPa, 1097 MPa, 0.22 であるが、粒成長にともない降伏強度、引張強度は単調に低下し、破断までの真歪みは単調に増加する。さらに、結晶粒の微細化によつて降伏比を大きくすることが可能となる。

文 献

- 鈴木喜久男: 住友特殊金属技報 (1984) Jan.
- S. M. MERCHANT and M. R. NOTIS: Mater. Sci. Eng., 66 (1984), p. 47
- H. KREYE: Z. Metallkd., 69 (1978), p. 741
- 佐治重興, 堀 茂徳: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2017
- S. SAJI and E. HORNBGEN: Z. Metallkd., 69 (1978), p. 741
- 伊藤邦夫: 軽金属, 31 (1981), p. 497
- 東 健司: 超塑性の利用開発に関する研究・調査 VI (1986), p. 52
- 飴山 恵, 村山晃一, 牧 正志, 田村今男: 日本金属学会誌, 49 (1985), p. 1045
- H. W. HAYDEN, R. C. GIBSON, H. F. MERRICK and J. H. BROPHY: Trans. ASM., 60 (1967), p. 3
- 金属データブック改訂 2 版 (日本金属学会編) (1984), p. 24 [丸善]
- 高山武盛, 魏明鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1016