

© 1989 ISIJ

解説

酸化物分散強化超合金の組織制御と高温強度

美野和明*

Microstructural Control and High Temperature Strength of Oxide Dispersion Strengthened Superalloys

Kazuaki MINO

1. はじめに

金属材料の強度はよく知られているように、結晶粒内の組織のほかに結晶粒の形状、大きさにも影響される。これを超合金について模式的に図1¹⁾に示した。低い温度領域では、細かい結晶粒組織に冷間加工を施すことにより2000 MPa程度の強度が得られるが、高温になると急激に強度が低下する。一方向再結晶させた分散強化合金では200 MPaの強度を1100°C程度まで維持することができる。

図1Cの組織は大きな結晶粒の粒界近傍に小さな再結晶粒がネックレス状に並んだものであり、タービンディスク材料で低サイクル疲労強度を向上させるために調整されるものである。実施例として、まず析出相 r' の固溶温度以下で45-50%加工した後、固溶温度以上に加熱して粒成長させる。その後、再度の熱間加工(前より少し低い温度)を施すと、粒界近傍の大きな変形と再結晶によりネックレス組織が得られる²⁾。

高温域では、粒界すべり、拡散クリープによって、変

形抵抗が低下したり、粒界が破壊の起点となることから、特に引張軸に垂直な面に近い粒界をなくすことは強度の向上につながる。図1Eの一方方向に長く伸びた粗大粒は、高温領域での強度を最大限に発揮させるための組織であり、一方向凝固や熱間加工材の二次再結晶により形成させることができる。合金の種類によってはさらに単結晶化することも可能であり、高温強度をさらに上げることができる。一方方向に並んだ粗大粒や単結晶材料で、不完全な組織が一部でもあると、高温強度は逆に著しく低下することから、高度な組織制御技術が要求される。一方方向再結晶による組織制御は、酸化物分散強化合金などの高温用材料の強化に有効な方法であり、実用面から興味深い現象であると同時に不明な点もあるように思われる。本稿ではこのような組織制御と高温強度について述べる。

2. 分散強化合金の製造法

分散強化合金の製造法としては、(1)機械的強制分散法(2)内部酸化法³⁾(3)粉末混合法⁴⁾(4)共沈法⁵⁾など

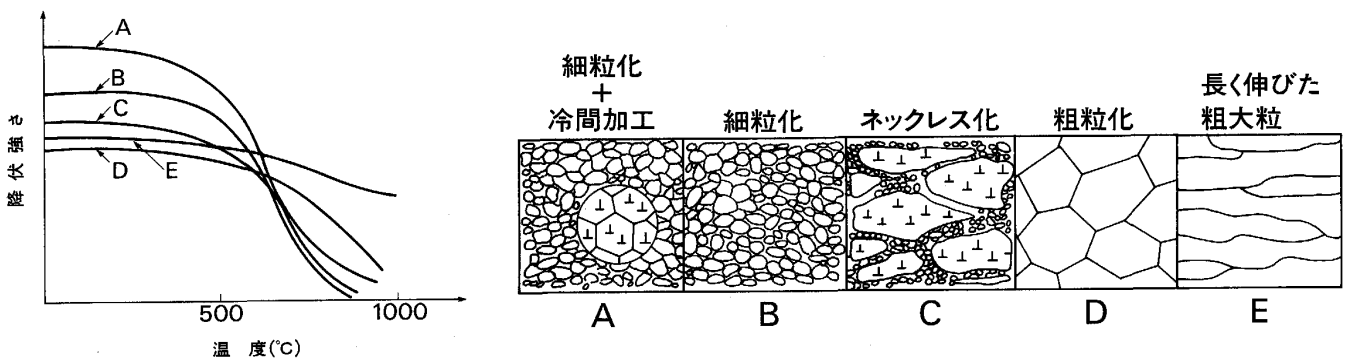


図1 ニッケル基合金の強度におよぼす結晶組織の影響¹⁾

平成元年1月13日受付 (Received Jan. 13, 1989) (依頼解説)

* 石川島播磨重工業(株)技術研究所金属材料部専門課長 工博 (Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Koto-ku, Tokyo 135-91)

Key words : superalloy ; powder metallurgy ; recrystallization ; dispersion strengthened alloy ; grain growth ; creep ; mechanical alloying.

表 1 酸化物分散強化合金の製造法と適用合金例

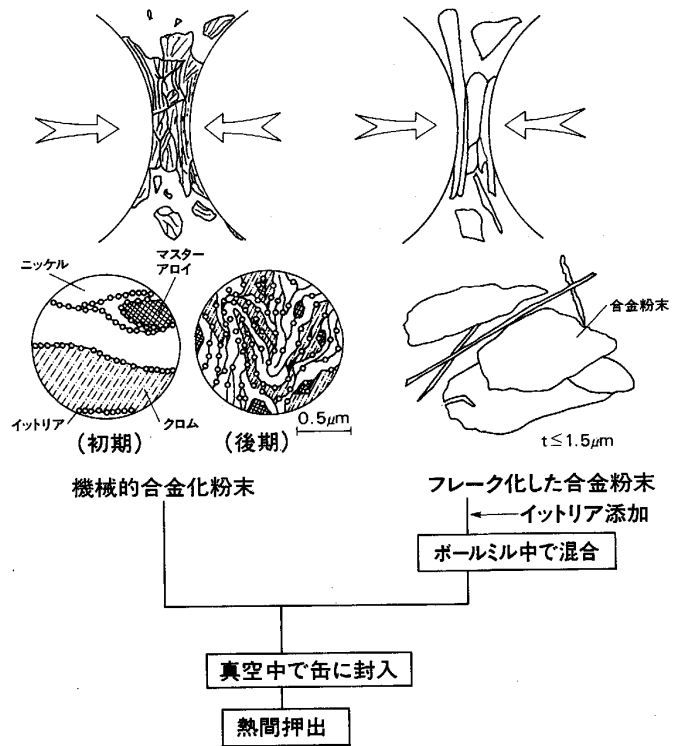
製造法	適用合金例 (公称組成, wt%)
機械的合金化法	MA6000 (Ni-15Cr-2Mo-4W-2Ta-4.5Al-2.5Ti-1.1Y ₂ O ₃) TMO-2(Ni-5.9Cr-9.7Co-2Mo-12.4W-4.7Ta-4.2Al-0.8Ti-1.1Y ₂ O ₃) MA754(Ni-20Cr-0.3Al-0.5Ti-0.6Y ₂ O ₃) MA956(Fe-20Cr-4.5Al-0.5Ti-0.5Y ₂ O ₃) IN9021(Al-4Cu-1.5Mg-1.1C-0.8O ₂) IN9052(Al-4Mg-1.1C-0.8O ₂) IN905XL(Al-4Mg-1.5Li-1.2C-0.4O ₂)
内部酸化法	C15715(Cu-0.3Al ₂ O ₃), C15760(Cu-1.1Al ₂ O ₃)
粉末混合法	ODS Pt (Pt-0.1Y ₂ O ₃), ODS Pt-10Rh (Pt-10Rh-0.1Y ₂ O ₃)
共沈法	DS Nickel(Ni-2vol%ThO ₂) TD NiCr(Ni-20Cr-2vol%ThO ₂)

が実用化している。適用できる合金の種類が限定されたり、仕様やコスト面での適合性により、表 1 に示すように合金に適したそれぞれの製造法が用いられている。この中で(1)の方法は合金の種類、素材形状に制約が少なく、微細な酸化物を均一に分散する方法として優れている。

機械的強制分散法には、(A)BENJAMIN による機械的合金化法⁶⁾、(B)GRANT 法⁷⁾がある。(A)は高エネルギー型ボールミルなどで金属粉末と酸化物粉末を混合する方法であり、ボール間に挟まった粉末が変形、粉砕、圧接を繰り返す過程で酸化物粉末がまき込まれ、複合粉末中で均一に分散する⁸⁾。Ni のように延性のある粉末はバインダーの役割を果たし、機械的合金化のためには 15% 以上必要とされている⁹⁾。Ni, Co, Cr, Ni-Al, Mo など多種類の混合粉末を処理すると、図 2(a)のようにマイクロ組織的に均一化し、合金化するとされている。線束の大きい X 線回折で、各原料粉末のピークが顕著に減少することは実験で認められているが、高温での拡散を伴わずに、厳密に合金化しているわけではないと思われる¹⁰⁾。

アトライター型の高エネルギーボールミルでは、投入粉末重量の 10-30 倍程度のボールを入れ、回転数が 100-300 rpm のアーム付き攪拌棒で掻き混ぜるが、容器の底に堆積する粉末をいかにして均一に混合するかなど、多成分系の機械的合金化には複雑な方法であると言えよう。事実、多成分系の酸化物分散強化合金は再現性の点も関係し、まだ完全な実用段階には至っていない。これに対して、図 2(b)に示す GRANT 法は 50 μm 以下の比較的細かい合金粉末を湿式の高エネルギーボールミルで厚さが 1.5 μm 程度の薄片状にした後、ボールミル中で分散用酸化物粉末と混合させる。この方法は実験室的研究段階であるが、金属粉末が一種類であることから、多成分系の合金製造にはコストや再現性の点では機械的合金化法より優れているかもしれない。

このようにして酸化物を分散させた粉末を真空中で缶詰



(a) Benjamin法

(b) Grant法

図 2 機械的強制分散法による酸化物分散強化合金の製造法

にし、熱間押出しにより固化させると、A, B 両方法とも 1 μm 以下の結晶粒に 20 nm 程度の酸化物が約 0.1 μm の間隔で分散した合金が得られる。微細な結晶粒の生成は、熱間静水圧プレスによる成形でも認められる¹¹⁾ ことから、押出加工時の動的再結晶によるものではなく、高エネルギーボールミル中で粉末に与えられた大きなひずみエネルギーを駆動源とし、熱間押出前の加熱で起こった一次再結晶によるものであろう。この結晶粒の大きさが次に述べる二次再結晶組織に大きく影響し、微細結晶粒が得られるようにしなければならない。そのため、酸化物を均一に分散させることが重要であり、機械的強制分散プロセスの制御が最終的な合金の特性に大きく影響する。

3. 一方向再結晶組織制御

3.1 二次再結晶を起こす条件

二次再結晶は均一な粒成長と同様に粒界の表面エネルギーが駆動源であるが、少数の結晶粒だけが異常に大きく成長する点で異なり、Abnormal (discontinuous) grain growth や Coarsening と呼ばれる。Y, Al などの酸化物を分散させた Ni 基合金の二次再結晶の様子を TEM で調べた結果を写真 1¹²⁾ に示す。下側の粗大粒が上側の微細粒 (0.2 μm) を食って成長している。

二次再結晶を起こすためには、平均結晶粒径がその材

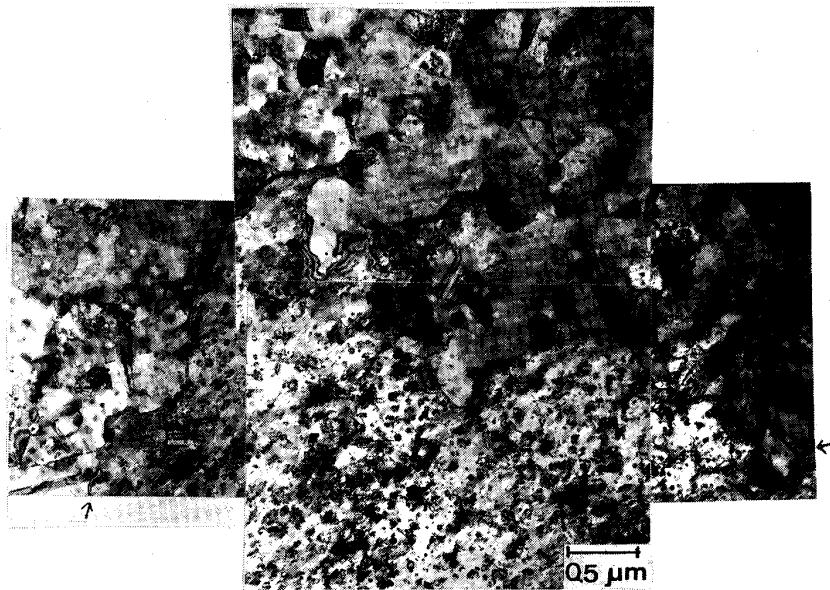


写真1 二次再結晶粒(写真下側)が成長する様子(矢印:界面, TMO-2)

料に固有のある限界値以下であり, 粗大結晶核となるべき平均よりかなり大きな結晶粒が一つ以上存在していなければならない¹³⁾. 結晶粒の限界値は材料により異なり, Fe-3% Si のように1 mm 程度¹⁴⁾のものから数10 nm の微細酸化物を分散させた写真1の合金のように1 μm 以下の材料もある.

粒成長の駆動力は

$$\Delta F \sim 2\gamma[1/d - (3/8)(f/r)]$$

で与えられる¹⁴⁾とすると, 正の ΔF を与えるための結晶粒半径 dc は分散相の体積率 f と分散粒径 r により決まり, $dc = 8r/3f$ で与えられる. 上式の γ は単位面積当たりの粒界エネルギーである. 図3¹⁵⁾はTD-NiCr合金の結晶粒径が熱間鍛造およびその後の再結晶処理によりどう変わるかを示したものである. 2種類の素材(初期粒径はともに2 μm)とも, 982°C以下の鍛造で均一な粒成長を起し, その後の焼鈍でほとんど粒成長を起ささない. 1093°Cや1200°Cで鍛造すると, 結晶粒径はともに約1.3 μmとなり, その後の焼鈍で粒径が1-2 mmにまで成長している. これらの結果は数μmの限界粒径が存在することを示していると思われる. TD-NiCrは f が0.02であり, r は1.5-55 nmの広い分布をもっている¹⁶⁾. これから dc を計算すると, 0.2-7 μmであり, r の平均値をとると, 前述の実験値に近い.

写真1の合金について dc を計算すると, $f = 0.04-0.05$, $r = 0.02 \mu\text{m}$ であるので $dc = 1.2 \mu\text{m}$ となる. ところが, 熱間加工や予備焼鈍により種々の結晶粒に調整した材料を用いて dc を求めると, $dc = 0.20-0.22 \mu\text{m}$ であり¹²⁾, 上述の計算値よりかなり小さい. この食い違いについては明らかでないが, 写真1の

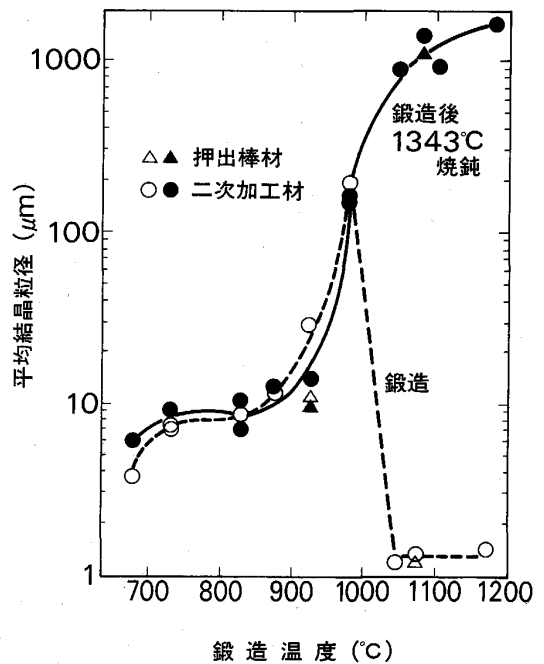


図3 TD-NiCrの焼鈍後の結晶粒径におよぼす鍛造温度の影響¹⁵⁾

合金で Y_2O_3 量を半分にすると, dc は予想どおり2倍の値を示す. なお, MA 6000では $dc = 0.4 \mu\text{m}$ が報告されている¹⁷⁾.

3.2 二次再結晶開始の引き金

二次再結晶は析出相, 分散粒子の固溶や粗大化が引き金となって起こる場合が多い. 機械的合金化法で製造した合金として, TMO-2を例にして, この問題を検討する. この合金の二次再結晶開始温度は γ' 相固溶温度

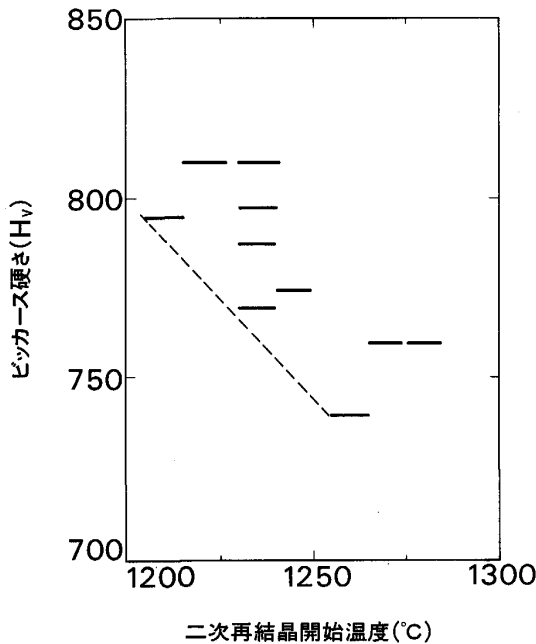


図 4 TMO-2 合金における熱間押出加工後の硬さと二次再結晶開始温度 (10 種類のヒート)¹⁸⁾

1150-1160°C よりかなり高く、図 4¹⁸⁾ に示すように押出加工状態の硬さによって変化している。図 4 は製造条件の異なる 10 種類の材料について調べたものである。本合金では γ' 相の固溶は必要条件であろうが、十分条件ではなく、再結晶温度までの加熱に伴う酸化物の粗大化により粒成長に対する抵抗が減少し、二次再結晶が引き起こされたと考える¹²⁾。図 4 では硬さの高い材料ほど二次再結晶開始温度が低くなっている。これは結晶粒径と硬さの間に図 5¹²⁾ に示すような Hall-Petch 式のような関係があり、硬いほど平均結晶粒径が小さく、粒成長に対する駆動力が大きいいため、酸化物の粗大化がわずかな、比較的低い温度で粒成長を起こしうることから説明できよう。

TMO-2 では、二次再結晶する直前の微細結晶粒中に分散する酸化物が粗大化していることが認められた¹²⁾ が、このような傾向は必ずしも一般的ではなさそうである¹⁹⁾。TD-NiCr を 1300°C で 100 h 加熱しても、平均粒径は 3% 増大するに過ぎないという実験例²⁰⁾があり、LUND および Nix¹⁶⁾ は 1300°C、7.5 h 加熱による著しいクリープ強度低下を ThO₂ のわずかな溶解によるものであると考察している。微細な分散酸化物の部分的な溶解が二次再結晶の引き金となることも考えられそうである。なお、Ca、Mg でドーピングしたモリブデンから巨大な単結晶を作るプロセスでは、これらの酸化物の溶解によって二次再結晶が起こるようである²¹⁾。

3.3 一方向再結晶

押し出し、圧延状態で集合組織が認められる合金では、二次再結晶温度以上で等温加熱すると比較的長く伸びた

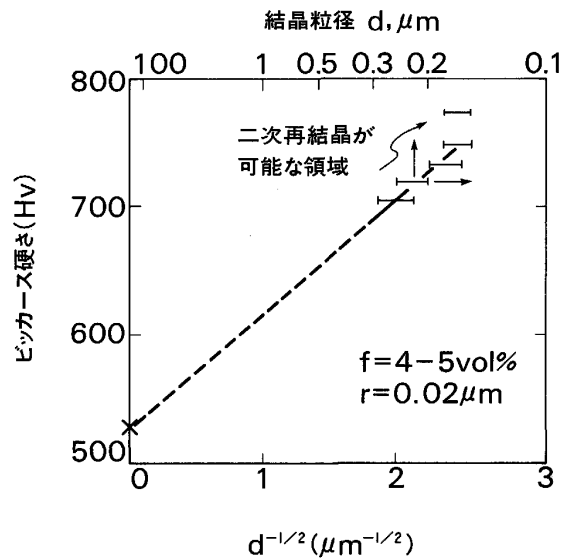


図 5 TMO-2 合金における硬さと結晶粒径の関係¹²⁾

組織が得られるようである。例えば、MA 754²²⁾ では、FCC 金属の圧延集合組織で黄銅形 $\{011\} \langle 100 \rangle$ の弱い集合組織があり、二次再結晶後では結晶方位は同じだが、集積度の高い集合組織が得られる。MA 956 では、角状押し出し材で $\{411\} \langle 011 \rangle$ 、熱間あるいは冷間圧延後には BCC 金属で見られる $\{100\} \langle 011 \rangle$ の集合組織があり²³⁾、二次再結晶すると、高指数の集合組織をもった一方向再結晶組織が得られる²³⁾²⁴⁾。

γ' 相を多く含む合金系では、一次再結晶後に集合組織はほとんど観察されておらず、存在しても極めて弱いようである²²⁾。このような合金系で、機械的合金化法で製造した材料は二次再結晶後、 $\{111\} \langle 011 \rangle$ に近い集合組織が得られる²⁵⁾ が、GRANT 法で作った丸棒は $\langle 100 \rangle$ の集合組織を示すようである⁷⁾。 $\langle 100 \rangle$ 方位はヤング率が低いため、熱応力が小さい点で有利である。

酸化物分散強化合金ではないが、ニッケル基粉末冶金合金で集合組織におよぼす組成や加工条件の影響が調べられている。図 6²⁶⁾ は 2 種類の合金について熱間押出条件の影響を示したものである。加工条件の影響だけでなく、同一の加工条件でも、Alloy 116 では $\langle 100 \rangle$ 、Alloy 185 では $\langle 111 \rangle$ の優先方位が得られている。Alloy 116 は Ni-9.2%Cr-9.4%W-8.3%Al 合金であり、低積層欠陥エネルギーの FCC 金属と似た集合組織を形成するのに対し、組成が Ni-14.4%Mo-6.25%W-6.8%Al の Alloy 185 は、かなり高い積層欠陥エネルギーを有する金属と挙動が似ている。二次再結晶集合組織との関係は報告されていないが、二次再結晶方位の制御という面から関心が持たれる。

さて、上記のような合金系では、等温加熱によって一方向再結晶組織を得るのは困難であり、例えば図 7 に示

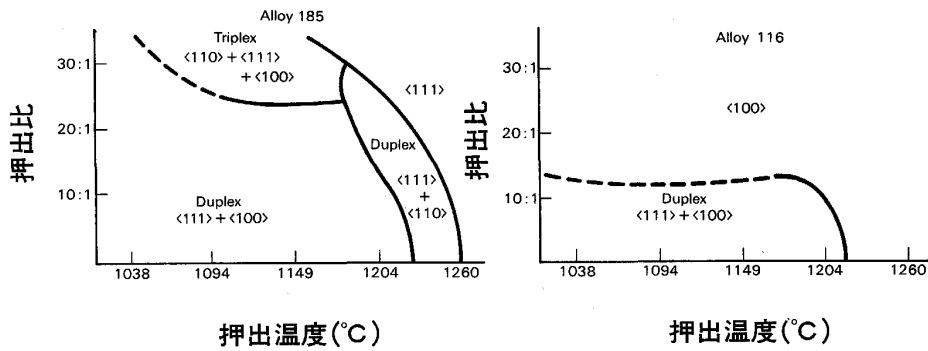


図6 ニッケル基粒末冶金合金の集合組織におよぼす熱間押し条件の影響²⁶⁾

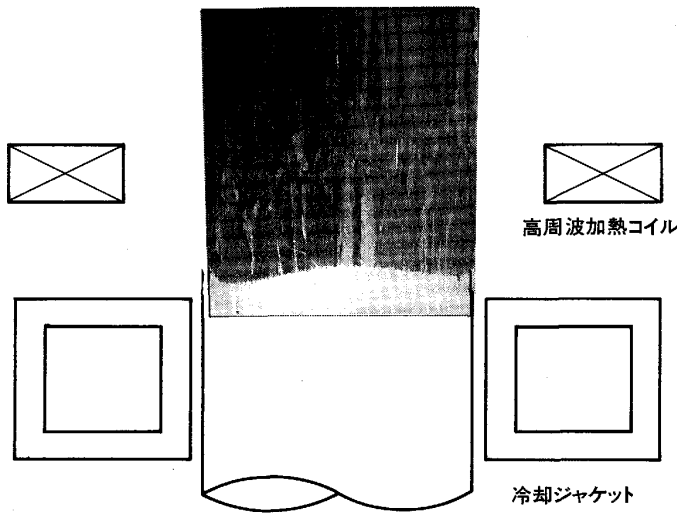


図7 帯域焼鈍法による一方向再結晶

ような帯域焼鈍法を用いねばならない. ALLEN²⁷⁾がTD-NiCrに適用し, Zone Aligned Polycrystals (ZAP)法と称されることもある. 高周波誘導加熱は加熱速度が大きく, 大きな温度勾配が設けられる反面, 複雑な形状の試験体では温度制御が困難になる. 機械的合金化法で製造した合金では, 通常のかく射加熱炉を移動させる方法も適用されている²⁸⁾.

帯域焼鈍における試験体の移動速度は生産性と関係し大きいほどよいが, 二次再結晶粒の成長速度以下でなければならない. 以下, この成長速度について検討する.

粗大粒の成長速度は

$$v = M\Delta F - 4\gamma M(1/d - 1/dc)$$

で与えられる¹⁴⁾. ここで, d は一次再結晶粒径であり, v と d^{-1} をプロットすると, 直線関係が認められ, 二次再結晶させるための限界粒径 dc が外挿によって求められる. 前述のFe-3%Siではこの方法で dc を求めている. TD-NiCrの押し棒では, 1200 mm/h以上の焼鈍速度で一方向再結晶が認められており, このような方法で dc を求めるには, 実験技術面からは超高速加熱が課題であろう. TMO-2合金で直径12 mmの丸棒試験

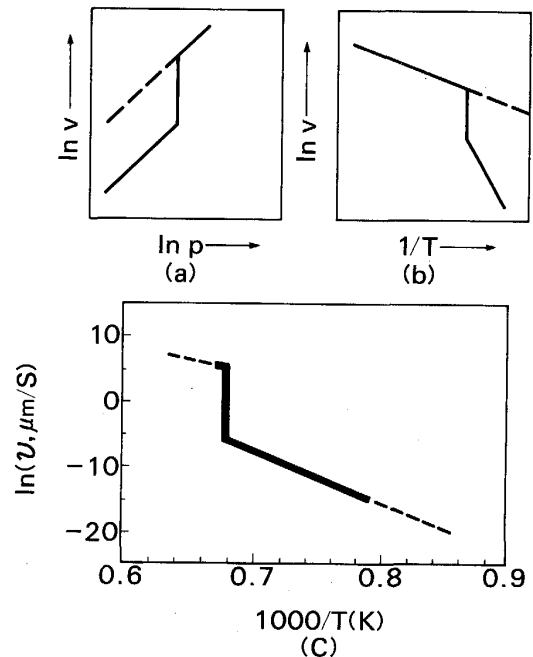
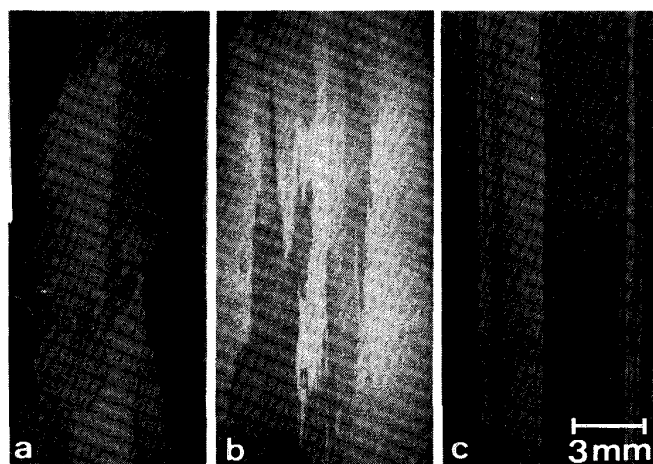


図8 固溶元素のひきずり効果による粒界移動速度 v の (a) 駆動力 p (b) 温度 T 依性²⁹⁾ と (c) MA 6000 における二次再結晶粒成長速度の温度依性¹⁹⁾

片を用いた帯域焼鈍の例では 300 mm/h まで一方向再結晶組織が認められ, 粗大粒の成長は 80 $\mu\text{m/s}$ 以上の高速で起こっていることがわかる. また, 熱間鍛造して結晶粒が 0.15-0.18 μm から 0.20 μm にわずか成長した材料では v は 10-20 $\mu\text{m/s}$ まで低下することがわかっている¹⁸⁾. 粒成長速度の異方性は強く, TD-NiCrの例では, 押し軸に垂直な方向の速度は 10 mm/h 以下である²⁷⁾.

さて, 二次再結晶粒の成長が, ある温度になって急速に起こることは, 上記の成長速度式だけでは不十分である. これについては, 不純物元素をひきずった粒界の移動に関する理論をヒントにした考え方¹⁹⁾がある. 駆動力 p や温度 T を増すにつれ, 粒界が不純物との相互作用で移動しにくかった状態から, 急に解放された状態になり, 移動速度 v は図 8(a), (b) のような p, T 対す



a: 等温加熱 b: $\sim 10^\circ\text{C}/\text{cm}$ c: $\sim 200^\circ\text{C}/\text{cm}$

写真 2 TMO-2 の一方向再結晶組織におよぼす帯域焼鈍炉の温度勾配の影響

る不連続的な依存性を示す²⁹⁾。これは図 8(c)¹⁹⁾ に示す二次再結晶速度の場合と似ている。上述の速度式における粒界移易度 M にこのような p , T 依存性をもたせればよい。

通常、押しや圧延方向に温度勾配を設けて、帯域焼鈍処理を行うが、この時、それに垂直な方向にも、多かれ少なかれ、温度勾配が生じる。移動軸方向の温度勾配がこれと比べてかなり大きいと、写真 2c のように、ほぼ完全な一方向再結晶組織が得られるが、温度勾配が小さいと、b のように途切れやすくなり、a と c の中間の組織になる。

4. 高温強度

粒界すべりや拡散クリープによる変形は、高温で結晶粒径が小さいほど大きくなるが、酸化物分散強化合金でも図 9 に示すように単結晶でもっとも高い強度が得られている³⁰⁾。高温クリープ破断強度は結晶粒径だけでなく、引張軸に平行な粒界と垂直な粒界の長さの比（結晶粒アスペクト比）にも影響され、アスペクト比が 10-20 でほぼ飽和強度が得られる²⁸⁾³¹⁾。図 10³¹⁾ に示すように、アスペクト比が大きい材料では粒内破断であり、アスペクト比が小さいと、引張軸に垂直な粒界でのポイド、クラックの発生による粒界破断を示し、強度は著しく低下する。大きく伸びた一方向再結晶組織は、粒界破断による高温強度の低下をこのように抑制しているが、この組織が得られるのは酸化物の分散によるものである。これは高温強化に対する分散酸化物の間接的役割と言えよう。酸化物を含まない γ' 相強化ニッケル合金でも一方向再結晶は可能であるが、帯域焼鈍速度は通常、一桁程度あるいはそれ以下³²⁾ であり、実用上で問題がある。

酸化物分散強化合金はひずみ速度の応力依存指数 n の大きいことが知られているが、負荷応力 σ_a の代わりに、

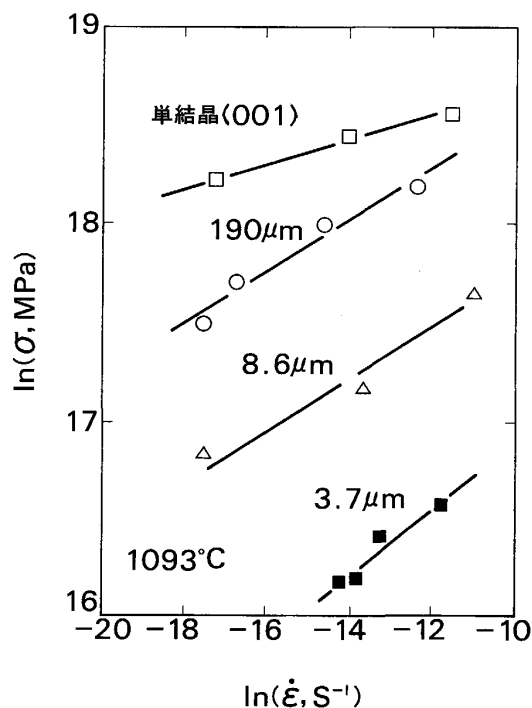


図 9 TD-NiCr のクリープ変形抵抗におよぼす結晶粒径の影響³⁰⁾

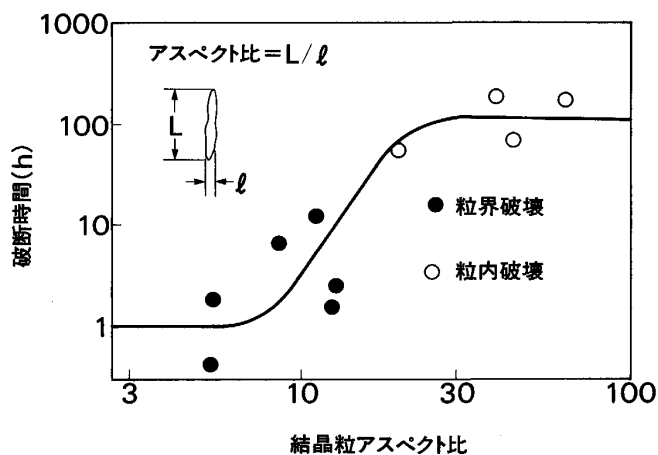


図 10 MA 6000 のクリープ破断強度および破断形態におよぼす結晶粒アスペクト比の影響³¹⁾

$$\sigma = \sigma_a - \sigma_p$$

を用いると、 n を 20-50 という大きな値から分散酸化物を取り除いた母合金のクリープ変形における n 値に相当する 4 程度に減少させることができる²⁵⁾³³⁾³⁴⁾。しかし、問題は n 値よりむしろ σ_p の物理的意味にある。 σ_p は図 11¹⁶⁾ に示すように、クリープ変形に対するしきい応力として表せる。このしきい応力はオロワン応力より小さく、オロワン応力の 0.4-0.6 倍程度である^{35)~38)}。しきい応力がオロワン応力より低くなるのは転位の上昇運動による緩和がその要因とされている。クリープ変形させた合金の TEM 観察から、転位が粒子から離れる時に大きな

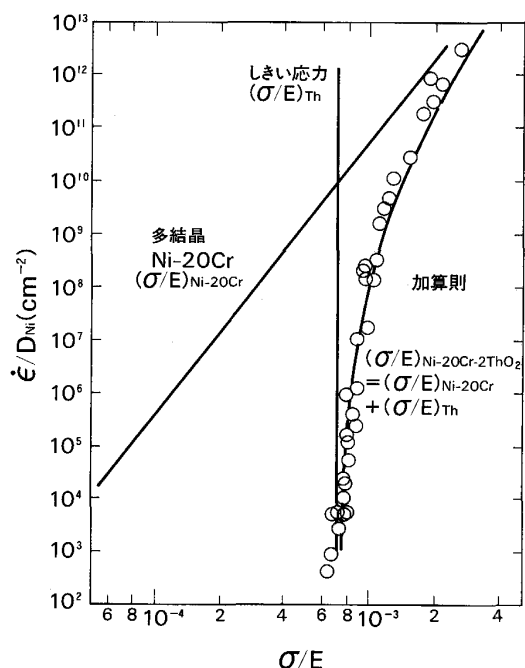


図 11 TD-NiCr 単結晶のクリープ変形抵抗実測値としきい応力および Ni-20%Cr 多結晶の変形抵抗の加算則による推定強度の比較¹⁶⁾

相互作用があると想像して、ARZT ら³⁹⁾ は引力型の相互作用のある場合について、粒子から離れる時の応力 σ_d を次のように計算している。

$$\sigma_d = (\sqrt{1-k^2}) Gb / 2\lambda$$

ここで、 2λ は粒子間距離であり、 $(1-k)$ は単位長さ当たりの転位の線エネルギーが粒子界面で低下(緩和)する割合である。相互作用がある程度大きい場合には、上昇運動する時の応力よりかなり大きくなることを示している。粒子間距離に依存するが、粒子径には依存しない、この σ_d はしきい応力に相当するが、オロワン応力より小さくなる。

酸化物の分散強化によるしきい応力は、例えば TD-NiCr¹⁶⁾ では、 $\sigma_{Th}/E = 7 \times 10^{-4}$ で $E = 1.5 \times 10^5$ MPa として計算すると、100 MPa となる。 γ' 相を多量に含む MA 6000 の 760°C と 1093°C での σ_p は、それぞれ 466 MPa, 150 MPa と求められている²⁵⁾。1093°C での値は TD-NiCr のしきい応力に近く、さらに、高温では γ' 相による強化が小さいことから、150 MPa のほとんどは酸化物によるものと考えられる。760°C での σ_p 466 MPa と比べるとかなり小さく(ヤング率で補正すると少し差は小さくなるが)、残り分である γ' 相による析出強化が中温度領域では大きいことがわかる。言い換えれば、酸化物分散強化はこのような中温度域では、他の析出強化と比べて効果的ではない。そこで、 γ' 相による析出強化と併用した酸化物分散強化合金の開発が

長年、試みられてきた¹⁰⁾⁴⁰⁾ が、強度特性はいまだ不十分のようである。

最後に、高温における酸化物分散強化合金のクリープ延性が低い要因を、本合金に特有の大きな n 値と結び付けて説明した文献¹⁶⁾ を紹介する。 n 値が大きいということは、変形に伴う断面積の減少、有効応力の増大がわずかでもひずみ速度は敏感に増大することを意味することから、次式を導いている。

$$\epsilon_f = K / (n - 2)$$

ここで、 K は 2~3 程度の定数である。 $K=2$ とすると、上式は n 値が 9-75 の範囲で、TD-NiCr の実験データとよく一致している。

5. おわりに

酸化物分散強化合金の一方向再結晶およびクリープ強度についての理解は、今までの長期にわたる研究でかなり深まったように思われる。現象としては、新規性のあるものは少ないかもしれないが、理解が不十分で気がかりな点はある。今後、酸化物分散処理法や強度レベルがさらに向上して本合金系が実用化へ大きく進む過程で、理解がもっと深まるものと思われる。

なお、本内容の一部は、通商産業省工業技術院の次世代産業基盤技術研究開発制度に基づき、(財)次世代合属・複合材料研究開発協会が委託を受けた「高性能結晶制御合金の開発」の一環として行われたものである。

文 献

- 1) G. H. GESSINGER: Powder Metallurgy of Superalloys (1984), p. 328 [Butterworth & Co.]
- 2) M. N. MENON and W. H. REIMANN: J. Mater. Sci., 10 (1975), p. 1571
- 3) A. V. NADKARNI and J. E. SYNK: Metals Handbook Ninth Edition vol. 7, ed. by ASM (1984), p. 710 [ASM]
- 4) F. G. WILSON and C. D. DESFORGES: Behaviour of High Temperature Alloys in Aggressive Environment, ed. by I. KIRMAN, J. B. MARRIOTT, M. MERZ, P. R. SAHM and D. P. WHITTLE (1979), p. 1017 [The Metals Society]
- 5) US Pat. 3310400
- 6) J. S. BENJAMIN: Metall. Trans., 1 (1970), p. 2943
- 7) C. S. SMITH and N. J. GRANT: Mater. Sci. Eng., 89 (1987), p. 129
- 8) US Pat. 351362
- 9) J. S. BENJAMIN and T. E. VOLIN: Metall. Trans., 5 (1974), p. 1929
- 10) K. MINO and K. ASAKAWA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 27 (1987), p. 823
- 11) R. F. SINGER and G. H. GESSINGER: Powder Metall. Intern., 15 (1983), p. 119
- 12) K. MINO, Y. G. NAKAGAWA and A. OHTOMO: Metall. Trans. A, 718 (1987), p. 777
- 13) M. HILLERT: Acta Metall., 13 (1965), p. 227
- 14) R. W. CAHN: Physical Metallurgy, ed. by R. W. CAHN (1970), p. 1129 [North-Holland Publ. Co.]
- 15) A. M. FILIPPI: Metall. Trans. A, 6 (1975), p. 2171
- 16) R. W. LUND and W. D. NIX: Acta Metall., 24 (1976), p. 469

- 17) R. K. HOTZLER and T. K. GLASGOW: *Metall. Trans. A*, **13** (1982), p. 1665
- 18) 美野和明: 第6回次世代産業基盤技術シンポジウム—金属・複合材料技術—(次世代金属・複合材料研究開発協会編)(1989), p. 35 [日本産業技術振興協会]
- 19) C. P. JONGENBURGER and R. F. SINGER: *Advanced Materials and Processing Techniques for Structural Applications*, ed. by T. KHAN and A. LASAIMONIE (1988), p. 339
- 20) H. DALAL and N. J. GRANT: *Metall. Trans.*, **4** (1973), p. 381
- 21) 藤井忠行, 平岡 裕: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1408
- 22) M. Y. NAZMY, R. F. SINGER and E. TÖRÖK: 7th Intern. Conf. Textures Mater. (1984), p. 275
- 23) H. S. UHBI, T. A. HUGHES and J. S. NUTTING: *Proc. Frontiers of High Temperature Materials Conf. II*, ed. by J. S. BENJAMIN (1983), p. 33 [INCOMAP]
- 24) J. D. WITTENBERGER: *Mater. Sci. Eng.*, **54** (1982), p. 81
- 25) T. E. HOWSON, D. A. MERVYN and J. K. TIEN: *Metall. Trans. A*, **11** (1980), p. 1609
- 26) H. A. CHIN and A. M. ADAIR: *Superalloys 1984*, ed. by M. GELL, C. S. KORTOVICH, R. H. BRICKNELL and J. F. RADAVIDICH (1984), p. 335 [TMS-AIME]
- 27) R. E. ALLEN: *Proc. 2nd Intern. Conf. "Superalloys-Processings"* (1972), p. X-1 [Metals and Ceramics Inf. Center]
- 28) R. K. CAIRNS, L. R. CURWICK and J. S. BENJAMIN: *Metall. Trans. A*, **6** (1975), p. 179
- 29) K. LÜCKE and H. P. STÜWE: *Acta Metall.*, **19** (1971), p. 1087
- 30) R. D. KANE and L. J. EBERT: *Metall. Trans. A*, **7** (1976), p. 133
- 31) E. ARZT and R. F. SINGER: *Superalloys 1984*, ed. by M. GELL, C. S. KORTOVICH, R. H. BRICKNELL and J. F. RADAVIDICH (1984), p. 369 [TMS-AIME]
- 32) US Pat. 4318753
- 33) T. E. HOWSON, J. E. STULGA and J. K. TIEN: *Metall. Trans. A*, **11** (1980), p. 1599
- 34) J. D. WITTENBERGER: *Metall. Trans. A*, **15** (1984), p. 1753
- 35) G. M. PHARR and W. D. NIX: *Scr. Metall.*, **10** (1976), p. 1007
- 36) R. S. W. SHEFELT and L. M. BROWN: *Phil. Mag.*, **30** (1974), p. 1135
- 37) E. ARZT and M. F. ASHBY: *Scr. Metall.*, **16** (1982), p. 1285
- 38) J. H. HAUSSELT and W. D. NIX: *Acta Metall.*, **25** (1977), p. 1491
- 39) E. ARZT and D. S. WILKINSON: *Acta Metall.*, **34** (1986), p. 1893
- 40) S. K. KANG and R. C. BENN: *Metall. Trans. A*, **16** (1985), p. 1285