



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	IVB亜族元素Siを添加したNi3Al単結晶の変形挙動
Author(s)	三浦, 誠司; 三島, 良直; 鈴木, 朝夫
Citation	日本金属学会誌, 56(10), 1200-1206 https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.56.10_1200
Issue Date	1992-10-01
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/75134
Type	journal article
File Information	J. Jpn Inst. Metal 56(10) 1200.pdf



VB 亜族元素 Si を添加した Ni_3Al 単結晶の変形挙動

三浦 誠司* 三島 良直* 鈴木 朝夫**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 10 (1992), pp. 1200-1206

Deformation Behaviour in Ni_3Al Single Crystals Containing VB-Subgroup Element Si

Seiji Miura*, Yoshinao Mishima* and Tomoo Suzuki**

*Precision and Intelligence Laboratory, Tokyo Institute of Technology, Nagatsuta, Midori-ku, Yokohama

**Department of Metallurgical Engineering, Tokyo Institute of Technology, Ookayama, Meguro-ku, Tokyo

The temperature, strain-rate and orientation dependences of strength are investigated in single crystal-line $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5.0\text{Si})$, and the results are compared with those on $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ single crystals reported previously by the present authors. The magnitude of the anomalous positive temperature dependence of strength is found to increase with increasing Si additions and the value of activation energy to yield the mechanical anomaly is found to be in good accordance with that being predicted from the data for polycrystals. For an orientation near $[\bar{1}11]$, where the cube slip governs the plastic behaviour above the peak temperature, the temperature and strain-rate dependences of strength are found to differ considerably from what was found in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$. This is shown to be caused by the difference in the deviation from stoichiometry and not by the difference in Si content of the alloys. On the other hand, the steady-state deformation behaviour being governed by the octahedral viscous flow for the orientation near $[001]$ resembles that in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$, where the stress exponent as well as the activation energy for the deformation is found to be nearly identical. The activation energy evaluated is of the same order as that for diffusion of Si in Ni_3Al .

(Received March 26, 1992)

Keywords: Ni_3Al , single crystal, plastic behaviour, nickel-aluminum-silicon ternary alloy

I. 緒 言

Ni_3Al 2 元化合物単結晶を作ることは、Al-rich 側の Ni_3Al 組成付近に存在する包晶反応のために事実上不可能である。単結晶を得るには第 3 元素の添加が必要である。研究者によって添加元素の種類や量が異なっているのは当然であるが、Ti, Zr, Hf, Nb, Ta, Mo, および W などの遷移金属元素が普通に用いられてきた⁽¹⁾⁽²⁾。著者らはこれらの既往の $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{X})$ 単結晶の塑性変形挙動に関するデータを総合的に評価することにより新しい知見が得られることを示し、さらに欠如しているデータを補充するための研究の必要性を指摘した⁽²⁾。その一つが上述の遷移金属だけではなく、さらに多種類の添加元素の塑性変形挙動に及ぼす影響を確認することであった。

現在までのところ、B 亜族元素を添加して単結晶を作成した例は見当たらない。単結晶を得るために添加してきた遷移金属元素は Al サイト置換元素であるが⁽³⁾、同様の置換挙動を示す B 亜族元素を添加しても単結晶の作成は可能と考えられる。 Ni_3Si と Ni_3Al が連続固溶体を形成するこ

とから⁽⁴⁾、 Ni_3Al に Si を置換していくことで Ni_3Al と Ni_3Si 双方の特性を兼ね備えた新しい L_{12} 型金属間化合物を構成できる可能性もある。さらに、近年 Ni_3Al の Si 被覆による耐酸化性・耐腐食性向上の可能性が見出され⁽⁵⁾、Si 添加による Ni_3Al の耐酸化性の向上が期待される。

著者らはこのような観点から Si を 2.5 at% 添加した Ni_3Al 単結晶の塑性変形挙動を広い温度・歪速度範囲で調べて報告した⁽⁶⁾。その結果、高温変形挙動を特徴づける各種のパラメータは、先に報告した $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ 単結晶の結果⁽⁷⁾⁽⁸⁾と一致するもの、異なるものがあり、それらが添加元素による影響かどうかについて単純に結論できないことも示した。また、 Ni_3Al の耐酸化特性が Si の添加によって向上することも示した。

本論文では、先に用いた 75.5 at%Ni, 2.5 at%Si を含む $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ よりさらに Si 量を増し、またわずかに Ni 量も増加させた 76.0 at%Ni, 5.0 at%Si を含む $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ 単結晶について、広い温度・歪速度の範囲で塑性変形挙動を明らかにする。得られた結果を前報の結果と比較して、 Ni_3Al の塑性変動挙動に及ぼす Si 添加、および化学量論組成からのずれの影響について考察を加える。

* 東京工業大学精密工学研究所

** 東京工業大学工学部金属工学科

II. 実験方法

Ni-Al 2 元状態図上の Ni_3Al 近傍に存在する包晶反応を避けるために、第 3 元素 X として Si を添加することは単結晶を作成する上で可能性の高い方法である。 Ni-Al-Si 3 元系状態図の Ni コーナーは Guard と Smith⁽⁹⁾, Ochiai ら⁽³⁾, および Mishima ら⁽¹⁰⁾によって報告されている。また、Oya らによると Ni_3Si は Ni_3Al と L_{12} 型金属間化合物の連続固溶体を形成する⁽⁴⁾。まず、Si を添加した Ni_3Al の単結晶作成の可能な組成を求めるための予備実験を行った。

予備実験試料は、2.5 および 5.0 at%Si を含み、Ni 量を 70 から 80 at% まで 2 at% ずつ変化させた $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 合金である。これらにより Ni 固溶体 γ 相および NiAl β 相の液相線と固相線を示差熱分析 (DTA) により決定し、 L_{12} 型金属間化合物 Ni_3Al 相との共晶組成を見積もる。これによって得られた分析結果、および光学顕微鏡組織観察結果より $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 合金単結晶の得られ易い組成を決定することができる。このようにして絞った組成範囲内で、さらに Ni 量を 0.5% ずつ変えた合金の組織観察を行い、最終的な単結晶の組成を決定する参考とした。

溶解原料は純度 99.95% の電解ニッケル、99.99% の金属アルミニウムおよび 99.999% のシリコンを使用し、これらをアルゴンガス雰囲気中でアーク溶解によって約 30 g のインゴットに溶製した。溶解前後での重量減は各々 0.1% 以下であり、配合組成を試料組成とした。作成したインゴットをファインカッターで 3 つに切断し、一片を As Cast の光学顕微鏡観察用試片とし、もう一片を石英管中に真空封入して約 1.33 mPa (10^{-5} Torr) の真空度に保ち、1273 K で 7 d 間の均質化熱処理ののち、王水で腐食し、光学顕微鏡観察を行った。残りの一片はファインカッターで約 4 mm × 4 mm × 6 mm に切り出して、さらに回転研磨装置により円柱型に成形後、DTA により融点や固相反応の有無などについて調べた。

その結果、5.0 at%Si を添加する場合は 76.0 at%Ni-19.0 at%Al-5.0 at%Si の組成をもつ合金では As Cast 状態でデンドライトがよく発達しており、 NiAl β 相などの第 2 相の析出も認められなかった。さらに均質化後も第 2 相は析出せず、DTA の結果からも溶融点以外に析出、固溶反応などは現れないことが確認できた。したがって、上記の組成で単結晶の作成を試みることにした。

単結晶作成には予備実験と同じ溶解原料を用い、アルゴンガス雰囲気中で水冷銅ハース上においてアーク溶解を行って均一組成の母合金インゴットを溶製した。単結晶の作成は、ブリッジマン法の変形である Tamman-Stober 法、すなわち縦型温度勾配付き炉内徐冷法により行った。これは温度勾配の大きな炉を用い、融点より十分高い温度に昇温した後、徐冷することにより、ブリッジマンるつぼ先端

から凝固を開始させて単結晶を得る方法である。通常よく用いられるブリッジマン法と比較して、るつぼが相対運動しないために単結晶の全長が短いものしか得られないが、駆動モータなどから発生する振動がなく、比較的容易に単結晶を得ることが可能である。

本研究で用いた単結晶作成炉はケラマックス発熱体 (LaCrO_3) を用いた電気炉で、炉内温度を化合物の融点より約 200 K 高く保持した場合、凝固開始時にるつぼ先端の温度勾配は 50 K/cm 以上となる。単結晶作成用るつぼは、先端角約 50 度、下部内径 16 mm、上部内径 17 mm のテーパ付き、長さ約 270 mm の形状を持つ高純度アルミナ製である。加熱中の母合金の熱膨張によるるつぼの破壊を避けるため、装入物は一片約 3 g 程度に細かく切断した。これをアルゴン雰囲気中で融点 (約 1650 K) より十分高い約 1850 K まで昇温して溶融した後、温度勾配を保ちつつ降温速度約 30 K/h で徐冷した。この条件でおよそ長さ 60 mm、質量 150 g 程度の単結晶試料の作成が可能である。試料の重量減は 0.2% 以下であり、単結晶作成のための再溶解による組成変動はほとんどない。

得られた試料の両端を切断し、その切断片を研磨用樹脂に埋め込んで回転研磨装置により #1200 まで研磨した後、3 μm のダイヤモンド研磨を行った。これらについて光学顕微鏡観察により粒界の有無を確認し、さらに X 線背面反射ラウエ写真を撮影し、試料両端の方位が一致することにより、単結晶であることを確認した。均質化熱処理は石英管中に真空封入して 1473 K-48 h の予備熱処理後、さらに 1523 K において 2 週間保持した後、炉冷した。

圧縮軸方位が $[\bar{1}11]$ 近傍となる A 方位に、また $[001]$ 近傍となる B 方位になるように、試験片を約 3 mm × 3 mm × 6 mm の形状に切り出した。それぞれの試験片の応力軸方位に関する幾何学的因子を Table 1 に示す。ここで、 S_o , S_c および S_r は、それぞれ (111) $[\bar{1}01]$ すべり系 (octahedral slip), (001) $[\bar{1}10]$ すべり系 (cube slip), および (010) $[\bar{1}01]$ すべり系 (cross slip) のシュミット因子である。なお、 R は S_o に対する S_c の比、 N は S_o に対する S_r の比である。

切り出した試料の表面の加工層の除去、および圧縮試験後のすべり線の観察のために、酢酸 95 mol% + 過塩素酸

Table 1 Various orientation factors affecting the plastic behaviour in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ single crystals currently investigated.

Mirror index	S_o	S_c	S_r	R	N
A $[-1, 1.193, 1.336]$	0.3465	0.4923	0.4677	1.421	1.352
B $[-1, 1.281, 31.22]$	0.4240	0.0515	0.0299	0.122	0.070

S_o = Schmid factor for (111) $[\bar{1}01]$ slip

S_c = Schmid factor for (001) $[\bar{1}10]$ slip

S_r = Schmid factor for (010) $[\bar{1}01]$ slip

$R = S_c/S_o$, $N = S_r/S_o$

5 mol%の電解液を用いて深さ約 30 μm の電解研磨を施し、圧縮試験に供した。圧縮試験にはインストロン型試験装置を使用した。試験温度範囲は 77~1273 K であり、77 K は液体窒素中、また室温より高い温度ではアルゴン雰囲気中で行った。クロスヘッド速度は 5, 0.5, および 0.05 mm/min で、これらはそれぞれ 1.4×10^{-2} , 1.4×10^{-3} , $1.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ の歪速度に相当する。本実験では試験片の数に限りがあるため歪速度急変試験も併用した。

圧縮試験後、光学顕微鏡によりすべり線観察を行い、2 面解析法によりすべり面を決定して、変形中に活動したすべり系を調べた。

III. 実験結果

$\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ 単結晶の各圧縮軸方位における応力-歪曲線は、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ ⁽⁷⁾ や $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ ⁽⁶⁾ と同様の温度、歪速度および方位依存性を示している。すなわち、いずれの方位でも低温から温度の上昇に伴って変形応力および加工硬化係数は増加するが、変形応力の歪速度依存性はほとんど認められない。応力が最大となる温度 T_p 以上では、それぞれの方位で異なった応力-歪曲線が得られる。[111] に近い A 方位を圧縮軸方位とする場合、高温で顕著な歪速度依存性が認められ、また加工硬化係数も低い。[001] に近い B 方位を圧縮軸方位とする場合、高温で顕著な降伏現象とそれに続く定常変形が認められ、歪速度依存性もかなり大きい。

応力-歪曲線から求めた 0.2% 流動応力の温度依存性を Fig. 1 に示す。A 方位の T_p はおよそ 750 K であり、それ以上の高温になると応力は温度の上昇に伴って急激に減

少して行く。B 方位の T_p はそれより高く、およそ 1050 K であり、それ以上の高温領域で応力は急激に低下して行く。これらの傾向、および応力-歪曲線の形態は $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶や $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ 単結晶の (001) すべりおよび (111) 粘性すべりの特徴にそれぞれよく対応している。圧縮試験後のすべり線観察からも、 T_p 以下の低温領域については、A, B いずれの方位とも (111) すべり系が活動し、強さの正の温度依存性を示す Regime I に、A 方位の T_p 以上の温度では (001) すべり系が変形を支配する Regime II に、また B 方位の T_p 以上の温度では (111) すべり系が変形を支配する Regime III にそれぞれ相当することが確認できる⁽²⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

以上の結果に基づいて、強さの正の温度依存性を示す (111) すべりの変形挙動、A 方位の (001) すべりの変形挙動、および B 方位の (111) 粘性すべりの組成変形挙動を、先に報告した $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶の結果⁽⁶⁾ と比較して順次考察を加える。

IV. 考 察

1. Regime I における (111) すべりの臨界分解せん断応力の方位依存性

Fig. 2 には、応力が極大を示す温度 T_p 以下の強さの正の温度依存性の現れる温度領域における A, B 両方位の (111)[101] すべり系への分解せん断応力 (CRSS), τ_{oct} の温度依存性を示す。L1₂ 型金属間化合物に現れる応力の正の温度依存性を表す次式に基づいて考察を加える⁽²⁾⁽¹¹⁾。

$$\tau_{\text{oct}} = \tau_{0(\text{oct})} \cdot (1 - BT) + A_0 \cdot \exp(-U/RT) \quad (1)$$

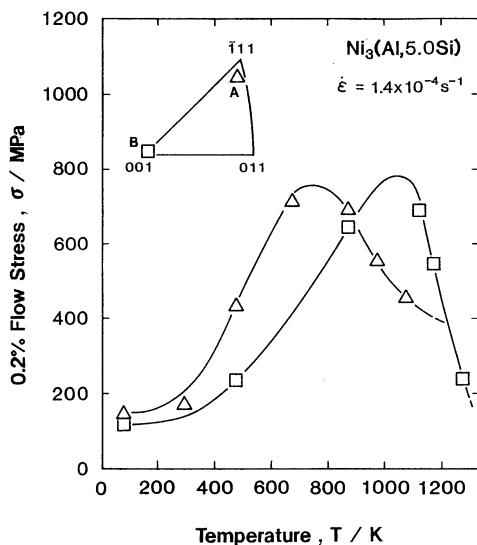


Fig. 1 Temperature and orientation dependences of flow stress in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ single crystals.

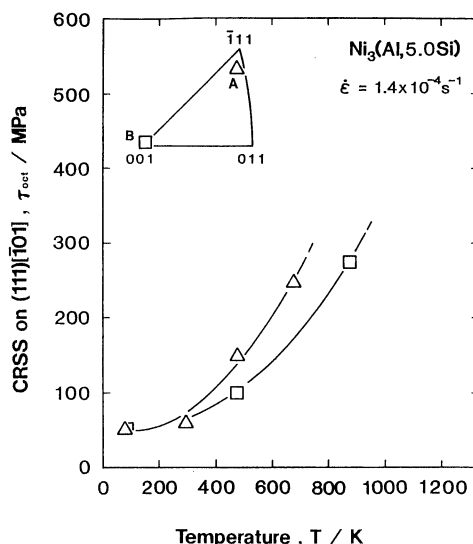


Fig. 2 Temperature dependence of CRSS for (111)[101] slip system in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5.0\text{Si})$ single crystals in the Regime I.

ここで右辺第 1 項は通常の負の温度依存性を示す非熱的応力成分, 第 2 項は強さの正の温度依存性を示す熱的応力成分であり, また $\tau_{0(\text{oct})}$ は 0 K における応力, B および A_0 は常数, U は活性化エネルギーであり, 他は通常の意味を持っている.

Fig. 2 より, A 方位と B 方位の CRSS は低温で相互に一致しており, 方位依存性を持たないことがわかる. 先に報告した $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶の $\tau_{0(\text{oct})}$ は 35 MPa であるのに対して⁽⁶⁾, 本研究の $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ の $\tau_{0(\text{oct})}$ は 51 MPa とかなり大きくなっている. Ni_3Al 多結晶を用いたこれまでの一連の研究から, 単結晶の $\tau_{0(\text{oct})}$, あるいは多結晶の $\sigma_{0(\text{oct})}$ は 2 種類の組成の影響を受けることがわかっている. すなわち, 化学量論組成からのずれの影響と第 3 元素添加の影響である⁽¹²⁾⁻⁽¹⁵⁾.

2 元組成の Ni_3Al 合金の低温変形応力は化学量論組成で最低値をとり, 化学量論組成からずれることによって強化される. その欠陥強化の程度は Ni-rich 側で小さく, Al-rich 側で大きい⁽¹²⁾. ここで用いた $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ の化学量論組成からのずれは 0.5%, $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ のずれは 1.0% であり, いずれも Ni-rich 側へ偏倚している. より化学量論組成からのずれの大きい $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ の変形応力は, $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ より大きな影響を受けていることになる. 一方, Ni_3Al の固溶体強化は溶質と刃状転位との相互作用によって説明され, Si の添加量が多いほど固溶体強化も著しい⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾. 欠陥強化と固溶体強化の両面からの寄与で, $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ の低温変形応力は $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ より高くなっていると理解できる.

つぎに, 各圧縮軸方位における強さの正の温度依存性の活性化エネルギーについて述べる. 活性化エネルギー U は A 方位で 8.9 kJ/mol, B 方位で 12.4 kJ/mol となる. 活性化エネルギーは交差すべり面である (010)[$\bar{1}01$] の分解剪断応力により変化し, その寄与はシュミット因子比の N 値に依存する. Table 1 に示したとおり N 値は [001] から [$\bar{1}11$] に向かうにつれて大となる. したがって, U の値は [001] を応力軸とする場合に比べて [$\bar{1}11$] を応力軸とする場合の方が小さくなる⁽¹⁾⁽²⁾⁽¹⁶⁾⁻⁽¹⁸⁾.

応力の温度依存性から求めた見かけの活性化エネルギー U の値の妥当性について議論する. これまで行ってきた Ni_3Al および $\text{Ni}_3(\text{Al}, X)$ 多結晶の強さの正の温度依存性に関する系統的な研究から⁽¹²⁾⁻⁽¹⁵⁾, 見かけの活性化エネルギー U は化学量論組成からのずれ, および第 3 元素の種類とその量によって影響を受けることが知られている. これらの多結晶を用いた研究に基づいて, 任意組成の多結晶 $\text{Ni}_3(\text{Al}, X)$ の強さの正の温度依存性の活性化エネルギーを推定することができる⁽²⁾⁽¹⁸⁾.

2 種類の $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 単結晶と同じ組成を持つ多結晶 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ について推定した活性化エネルギー U を対応する単結晶の値と比較したのが Fig. 3 である. 図中の実線が単結晶から得た活性化エネルギー U の方位依存性で

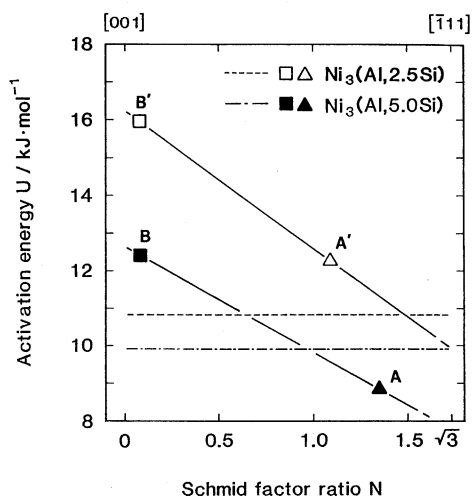


Fig. 3 Dependence of activation energy, U , on the orientation factor, N , in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ and $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ single crystals. The dotted lines indicate the calculated values for polycrystals with the corresponding compositions. The orientation A' is found in Fig. 5 and B' in Fig. 7.

あり, 点線と鎖線が単結晶の対応する組成の多結晶 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ の活性化エネルギー U である. Si 添加量によらず, いずれも応力軸方位が [001] から [$\bar{1}11$] へ移行するにつれて活性化エネルギー U は減少していく. 多結晶の値が単結晶から得られる値の加重平均であると考えれば, いずれの単結晶の活性化エネルギー U も対応する組成の多結晶の値とよく一致している.

多結晶 L1_2 型金属間化合物の研究から, 強さの正の温度依存性の程度は, III B 亜族元素を構成元素とする Ni_3Al や Ni_3Ga に比べて, IV B 亜族元素を構成元素とする Ni_3Si や Ni_3Ge の方が大であること⁽¹⁹⁾, Ni_3Al 中の Al をより荷電子数の多い IV B 亜族元素や遷移金属元素で置換すると大となること⁽¹³⁾⁻⁽¹⁵⁾, 化学量論組成を越えて少量成分元素が増加するほど大となること⁽¹²⁾⁽²⁰⁾, などが明らかになっている. これらの現象は L1_2 相の D0_{22} 相や D0_{19} 相に対する相安定の立場から著者らによって論じられている⁽²⁾⁽²¹⁾⁽²²⁾. ここで $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5.0\text{Si})$ 合金の活性化エネルギー U が $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ より低くなるのは主として Si 量の差が影響していると結論できる.

2. Regime II における (001) すべり変形応力の温度および歪速度依存性

Fig. 4 には, $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5.0\text{Si})$ 多結晶の A 方位の Regime II での (001)[$\bar{1}10$] すべり系への分解せん断応力の歪速度依存性と温度依存性を示す. (001) すべり変形応力 τ_{cub} は歪速度および温度に依存する熱的応力成分 $\tau_{\text{cub}}^{\text{th}}$ と, それらにほとんど依存しない非熱的応力成分 $\tau_{\text{G}(\text{cub})}$ の和で表

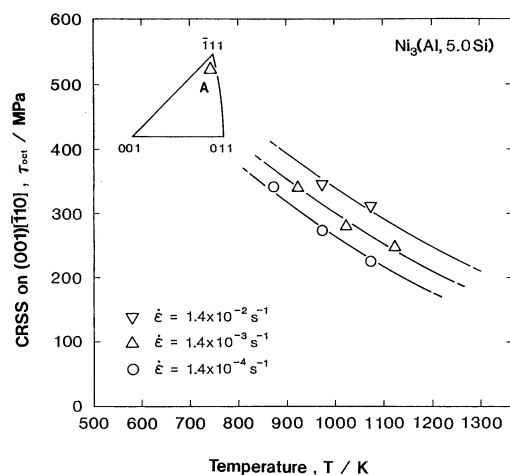


Fig. 4 Effect of strain rate on the temperature dependence of CRSS for (001) $[110]$ slip system in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ for the orientation A in Regime II.

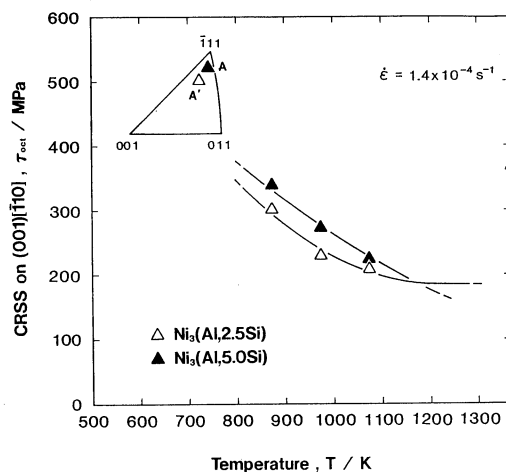


Fig. 5 Comparison of the temperature dependence of CRSS for (001) $[110]$ slip system between $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ and $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ single crystals in Regime II.

されることをさきに示した⁽²⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾. 熱的応力成分 τ'_{cub} はパイエルス機構により律速され、せん断歪速度 $\dot{\gamma}$ における臨界分解せん断応力 τ_{cub} は次式で表すことができる⁽⁷⁾⁽⁸⁾.

$$\tau_{\text{cub}} = \tau_{\text{G(cub)}} + \tau'_{\text{cub}} \\ = \tau_{\text{G(cub)}} + \tau_{\text{cub}}^0 (1 - T/T_c)^2 \quad (2)$$

ここで、 $1/T_c = -k/H_c \cdot \ln(\dot{\gamma}/\dot{\gamma}_c)$ であり、 τ_{cub}^0 , $\dot{\gamma}_c$ および H_c は常数である.

$\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ の (001) すべりの熱的応力成分 τ'_{cub} が 0 となる温度 T_c は $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ よりさらに高温であるため、このデータから $\tau_{\text{G(cub)}}$ を直接決定することはできない. しかし、式(2)を用いて本実験で得られたデータの範囲から、 $\tau_{\text{G(cub)}}$, T_c , $\tau_{\text{G(cub)}}$, $\dot{\gamma}_c$ および H_c の値を総合的に決定できる. Fig. 4 の実線は、このようにして求めたパラメータを使って逆算したものであり、データ点をよく再現している. Fig. 5 は 2 種類の $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 単結晶の (001) すべりを同じ歪速度で比較したものであるが、このように応力の温度依存性にかなりの相違がある. 以下では、2 種類の $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 合金の各パラメータを比較する.

$\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ の非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ は約 80 MPa であり、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ の 185 MPa より小さい. また、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ の $\tau_{\text{G(cub)}}$ は約 150 MPa である. 2 つの $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 合金の (001) すべりに関する非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ を (111) すべりに関する低温変形応力 $\tau_{\text{G(oct)}}$ と比較すると全く逆の傾向になっている.

既往の多数の $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{X})$ 単結晶のデータを総合的に評価した結果によれば、(001) すべり変形に関わる固溶体強化は全く認められず、化学量論組成からのずれが大きく作用することが知られている⁽²⁾⁽²³⁾. $\tau_{\text{G(cub)}}$ は化学量論組成より Ni-rich 側で小さく、(Al+X)-rich 側で大きくなっている. 非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ が 2 つの $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ 合金で

大きく異なるのはこのためである.

つぎに、熱的応力成分のパラメータを比較する. 絶対零度における有効せん断応力 τ_{cub}^0 は約 1000 MPa であり、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ の約 500 MPa に比べて非常に大きい⁽⁷⁾. $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ の約 1400 MPa とは同程度の値となっている⁽⁶⁾.

H_c および $\dot{\gamma}_c$ はそれぞれ約 460 kJ/mol, $1.9 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ であり、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ 単結晶の 170 kJ/mol および $1.31 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ よりかなり大きい⁽⁷⁾. $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶の約 320 kJ/mol, $1.6 \times 10^{10} \text{ s}^{-1}$ とは近い値となっている⁽⁶⁾.

3. Regime III における (111) 粘性すべり変形応力の温度および歪速度依存性

すべり線観察からわかるように、圧縮軸を [001] 近傍とした B 方位では、 T_p 以上の温度領域で (111) すべりが変形を律速している. この Regime III での応力-歪曲線の特徴は、先に報告した $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ ⁽⁸⁾ や $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ ⁽⁶⁾ と同様に顕著な降伏現象とそれに続く定常変形である. 高温での降伏後の強さの低下はそれに続く定常変形への遷移現象である. 以下では定常変形応力を用いて Regime III での変形挙動を考察する. Fig. 6 は、B 方位を応力軸とした場合の Regime III における定常変形応力の (111) $[\bar{1}01]$ への RSS と温度との関係を示したものである. 先に、Regime III における {111} すべり変形の温度および歪速度依存性を示す変形方程式は高温での定常クリープ速度式と同様の式で表せることを示した⁽²⁾⁽⁸⁾⁽²⁴⁾⁻⁽²⁶⁾.

$$\dot{\gamma} = K_0 (\tau_{\text{oct}}^*)^n \cdot \exp(-E/kT) \quad (3)$$

ここで τ_{oct}^* は定常変形応力、 E は活性化エネルギー、 K_0 および n は常数である. この式より、 $n=3.88$, $E=390 \text{ kJ/mol}$ が得られる. Fig. 6 中の実線はこれらの値から逆

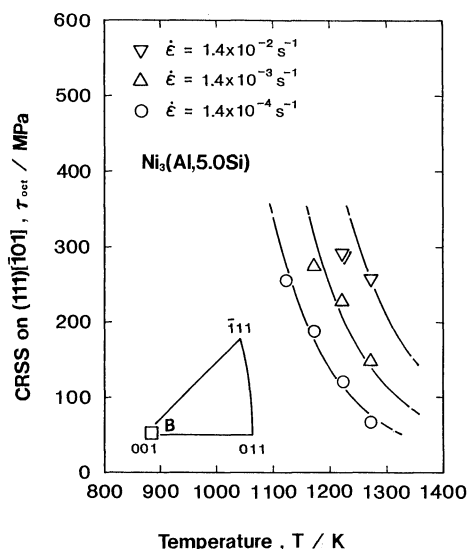


Fig. 6 Effect of strain rate on the temperature dependence of CRSS for (111) $[\bar{1}01]$ slip system in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ single crystals for the orientation B in Regime III.

算したものであるが、実験点との一致は極めてよい。活性化エネルギー E の値 390 kJ/mol は、先に報告した $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶の 390 kJ/mol ⁽⁶⁾、および Ni_3Al 中の Si の拡散の活性化エネルギー 390 kJ/mol ⁽²⁷⁾ と極めてよい一致を示している。Fig. 7 は $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶と $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ 単結晶の (111) 粘性すべり変形の定常変形応力 τ_{oct}^* の温度依存性を示したものであるが、ほぼ一致して

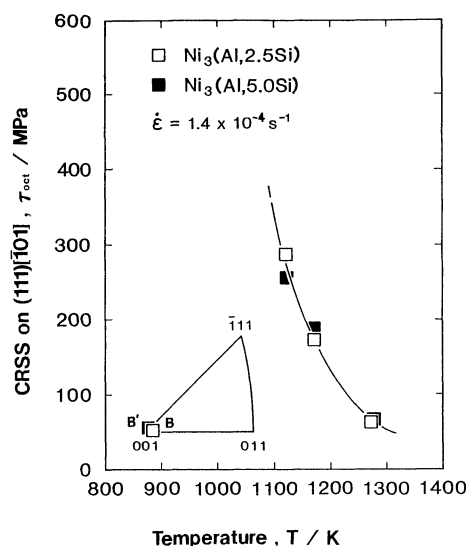


Fig. 7 Comparison of CRSS for (111) $[\bar{1}01]$ slip system in $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ and $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ single crystals in Regime III.

いることが分かる。なお、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ の n 値は 3.76 である。また、他の L_{12} 化合物の定歪速度試験の定常変形応力や定荷重試験（クリープ試験）の歪速度から得られる応力指数 n 値も 3.5~5.0 の範囲にある⁽²⁾⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾⁽²⁸⁾。

なお、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ 単結晶も、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ と同様に他の第 3 元素を含有する Ni_3Al 単結晶合金に比べ高温圧縮変形試験後の試験片表面にはわずかに酸化層が認められるだけであり、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ 合金が良好な耐酸化性を有することが認められたことを付記しておく。

V. 結 言

B 亜族元素である Si を 5 at% 添加した $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Si})$ 単結晶 (76 at% Ni, 5.0 at% Si, 19 at% Al) を作成し、応力軸方位の異なる 2 種類の圧縮試験片を用いて 3 種類の変形機構の塑性変形挙動を調べ、その結果を $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ 単結晶 (75.5 at% Ni, 2.5 at% Si, 12.0 at% Al) の結果と比較、検討した。得られた結論はつぎの通りである。

(1) (111) すべりの働く温度領域での強さの正の温度依存性は Si 添加により大となり、その活性化エネルギーは $\text{Ni}_3(\text{Al}, X)$ 多結晶データを用いて推定した値とよく一致している。

(2) (001) すべりが律速する変形応力の温度および歪速度依存性は既に得られている変形式でよく記述できる。応力の温度および歪速度依存性は、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ とはかなり異なっているが、これは Si 添加量の相違ではなく、化学量論塑性からのずれの影響である。

(3) (111) 粘性すべり変形では高温降伏現象が認められ、定常変形応力の温度・歪速度依存性は $\text{Ni}_3(\text{Al}, 2.5\text{Si})$ と非常によく似ており、応力指数 n や活性化エネルギー E などのパラメータはほとんど一致している。活性化エネルギーの値は Ni_3Al 中の Si の拡散の活性化エネルギーとよく一致する。

文 献

- (1) D. P. Pope and S. S. Ezz: *Intl. Met. Rev.*, **29** (1984), 432.
- (2) T. Suzuki, Y. Mishima and S. Miura: *ISIJ Intl.*, **29** (1989), 1.
- (3) S. Ochiai, Y. Oya and T. Suzuki: *Acta Met.*, **32** (1984), 289.
- (4) Y. Oya, S. Ochiai, T. Shinoda and T. Suzuki: *Z. Metallk.*, **75** (1984), 53.
- (5) 平井伸治, 鶴田淳人, 上田重朋: *日本金属学会誌*, **51** (1987), 1180.
- (6) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: *New Materials and Processes for the Future*, Proc. Japan Intl SAMPE Symp., Vol. 1, Ed. by N. Igara *et al.*, SAMPE, Tokyo, (1989), 168.
- (7) 三浦誠司, 落合鍾一, 大矢義博, 三島良直, 鈴木朝夫: *日本金属学会誌*, **51** (1987), 400.
- (8) 落合鍾一, 三浦誠司, 三島良直, 鈴木朝夫: *日本金属学会誌*, **51** (1987), 608.

- (9) R. W. Guard and E. A. Smith: J. Inst. Met., **88**(1959-60), 369.
- (10) Y. Mishima, Y. M. Hong and T. Suzuki: Material Sci. & Eng., **146**(1991), in press.
- (11) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallk., **80**(1989), 48.
- (12) O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki: Met. Trans. A, **12A**(1981), 1647.
- (13) Y. Mishima, S. Ochiai, M. Yodogawa and T. Suzuki: Trans. JIM, **27**(1986), 41.
- (14) Y. Mishima, S. Ochiai, N. Hamao, M. Yodogawa and T. Suzuki: Trans. JIM, **27**(1986), 648.
- (15) S. Ochiai, Y. Mishima, M. Yodogawa and T. Suzuki: Trans. JIM, **27**(1986), 32.
- (16) S. Takeuchi and E. Kuramoto: Acta Met., **21**(1973), 415.
- (17) S. J. Liang and D. P. Pope: Acta Met., **25**(1977), 485.
- (18) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallk., **80**(1989), 112.
- (19) D. M. Wee, O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki: Trans. JIM, **21**(1980), 237.
- (20) T. Suzuki, Y. Oya and S. Ochiai: Met. Trans. A, **15A**(1984), 173.
- (21) 鈴木朝夫: 日本金属学会会報, **21**(1982), 19.
- (22) Y. Mishima, Y. Oya and T. Suzuki: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys*, Proc. of MRS Sympo., vol. 39, Ed. by C. C. Koch, C. T. Liu and N. S. Stoloff, MRS, Pittsburg, (1985), 263.
- (23) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallk., **80**(1989), 157.
- (24) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallk., **80**(1989), 164.
- (25) S. Miura, T. Hayashi, Y. Mishima and T. Suzuki: *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*, Proc. of MRS Sympo., vol. 213, Ed. by L. Johnson, J. O. Stiegler and D. P. Pope, MRS, Pittsburg, (1991), 623.
- (26) T. Hayashi, M. Takekawa, S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: *Intermetallic Compounds—Structure and Mechanical Properties—*, Proc. of Sixth Jpn. Inst. Met. Intl. Sympo, JIM, Sendai, (1991), 421.
- (27) 南埜宣俊, 山根寿巳, 小平孝史, 平尾桂一, 鄭承富: 日本金属学会春期講演大会概要, (1989), 193.
- (28) T. Suzuki, Y. Mishima and S. Miura: Mater. Sci. & Eng., **146**(1991), 245