



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	76 at%Niを含むNi ₃ Ge単結晶の変形挙動
Author(s)	三浦, 誠司; 小池, 基行; 王, 昆 他
Citation	日本金属学会誌, 56(10), 1207-1213 https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.56.10_1207
Issue Date	1992-10-01
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/75133
Type	journal article
File Information	J. Jpn Inst. Metal 56(10) 1207.pdf



76 at%Ni を含む Ni_3Ge 単結晶の変形挙動

三浦 誠司* 小池 基行† 王 昆††
三島 良直* 鈴木 朝夫**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 56, No. 10 (1992), pp. 1207-1213

Deformation Behaviour in Ni_3Ge Single Crystals Containing 76 at%Ni

Seiji Miura*, Motoyuki Koike*, Kung Wang*,
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

In order to make a comparison of the plastic behaviour between Ni_3Al and Ni_3Ge , where Al is a 3B and Ge a 4B-subgroup element, effects of temperature, orientation and strain-rate on the temperature dependence of strength are investigated in Ni_3Ge single crystals with 76 at%Ni. It is found that at 77 K there is an appreciable orientation dependence in compressive 0.2% flow stress. For orientation near $[\bar{1}11]$, the onset of cube slip is found to occur at as low as ambient temperature which is unusual for the L_{12} single crystals. The thermal component of critical resolved shear stress for the cube slip vanishes also at a much lower temperature and the athermal component is found to exhibit a slight negative temperature dependence arising from the temperature dependence of shear modulus. For orientation near $[001]$ and at the temperatures above the peak, the characteristic yield drop and the following steady-state deformation are found as in other L_{12} intermetallic compounds. The activation energy for the steady-state deformation is found to be 277 kJ/mol which is reasonably in good agreement with the value for the diffusion of Ge in Ni_3Ge .

(Received March 26, 1992)

Keywords: Ni_3Ge , mechanical property, single crystal orientation, L_{12} ordered structure

I. 緒 言

強さの正の温度依存性を示す L_{12} 型金属間化合物の研究は Ni_3Al を中心として集中的に行われてきた⁽¹⁾⁻⁽³⁾. 2 元系 Ni_3Ge は比較的単結晶を得易いため、これを用いた研究も数編報告されている. Pak らは 77 at%Ni を含む Ni_3Ge を用いて (111) すべり変形応力、および (001) すべり変形応力の温度依存性や方位依存性を明らかにし⁽⁴⁾、さらに $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Ge}$ を用いて Co 添加の影響を調べている⁽⁵⁾. この他に Ni_3Ge 単結晶について加工硬化係数や破壊モードに関する研究⁽⁶⁾⁽⁷⁾、繰返し疲労に関する研究⁽⁸⁾がこれまでに報告されている. しかし、 $[001]$ 近傍を応力軸方位とする試験片を用いたピーク温度以上の試験は十分に行われてはいない. また、 $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ⁽³⁾⁽⁹⁾ や $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ ⁽¹⁰⁾ で認められる高温降伏現象が Ni_3Ge にも存在するか否かについても報告がない. さらに、(001) すべり変形に関しても

変形応力の温度依存性や歪速度依存性が十分に研究されているとは言えない状況である. 広く L_{12} 金属間化合物の高温変形挙動についての知見を得るためには、 Ni_3Ge 単結晶を用いた詳細な研究が必要である.

別報で示すように、 $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ 合金は 77 K の変形応力 $\tau_{\text{oct}(77)}$ に顕著な方位依存性が存在し、シュミット則を満足しない⁽¹¹⁾. 断片的なデータではあるが、Pak らによる Ni_3Ge 単結晶の結果にも同様の方位依存性が認められる⁽⁴⁾. これまでの研究では、強さの正の温度依存性の発現の程度が弱くなる低温度領域での変形挙動は注目されなかった. L_{12} 型金属間化合物の代表である Ni_3Al の用途が高温用材料の強化相であることを考えれば当然のことと言える. $\tau_{\text{oct}(77)}$ の方位依存性は、Al や Cu などの fcc 金属で報告されている方位依存性とは異なった傾向を示しており、十分に注目されるべき現象である⁽¹¹⁾. $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ および Ni_3Ge に $\tau_{\text{oct}(77)}$ の方位依存性が認められることは化合物の構成元素の一方が 4B 亜族元素であることがなんらかの影響

* 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

† 東京工業大学大学院生、現在：(株)ソーネ

†† 東京工業大学大学院生、現在：(株)日本冶金

響を与えている可能性も否定できない。以上のように、低温から高温まで Ni_3Ge の変形挙動にはまだ不明の点が多い。

本研究では、これまでの研究に用いられてきた約 77 at% の Ni を含む Ni_3Ge 単結晶とは若干異なった組成を選んでいる。すなわち、 Ni_3Al などの他の L_{12} 化合物に関する研究で用いられた組成を選ぶことでそれらとの比較ができるように、また化学量論組成からのずれの影響を知ることができるように、できるだけ化学量論組成に近づけた 76 at% Ni の組成を持つ Ni_3Ge 単結晶を作成した。この単結晶について種々の応力軸方位での変形挙動を低温から高温まで詳細に調べることとした。

II. 実験方法

Ni-Ge 2 元系状態図は既に確立している⁽¹²⁾⁽¹³⁾。また、既に Pak らや Aoki らによって Ni_3Ge 単結晶が作成され、塑性変形挙動の研究が行われている⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾⁽¹⁴⁾。 L_{12} 相の Ni_3Ge は Ni_3Al や Ni_3Si とは異なり液相から直接晶出するが、その組成領域は化学量論組成よりも Ni-rich 側に広がっている。これまでに Pak ら⁽⁴⁾や Aoki と Izumi⁽⁶⁾によって作成された Ni_3Ge 単結晶の組成はこの均一組成領域内でもさらに Ni-rich 側にずれている。したがって、本研究ではこれらとは逆に、できる限り Ge 量を多くした化学量論組成に近い組成の 76 at% Ni-24 at% Ge とした。

Ni_3Ge 単結晶の溶解原料は純度 99.99% の電解ニッケル、および 99.999% のゲルマニウムである。合金の融点が 1463 K と比較的低く、また特に Ge の蒸気圧が高いので、アルミナなつぽではなく、不透明石英管に真空封入して単結晶を作成することとした。不透明石英管は先端角約 45 度、内径約 23 mm の寸法であり、前報と同様の Tamman-Stober 法で単結晶を作成した⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾。得られた単結晶の重量減は 0.2% 以下であり、再溶解による組成変

Table 1 Various orientation factors affecting the plastic behaviour in Ni_3Ge single crystals currently investigated.

Mirror indexes	S_o	S_c	S_r	R	N
A [-1, 1.03, 1.34]	0.339	0.499	0.442	1.471	1.303
B [-1, 1.52, 15.00]	0.444	0.112	0.075	0.263	0.169
C [-1, 3.83, 5.68]	0.484	0.405	0.377	0.836	0.779
D [-1, 5.35, 5.82]	0.446	0.412	0.406	0.923	0.911
E [-1, 1.64, 3.12]	0.471	0.434	0.356	0.921	0.755

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

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

動はほとんどない。均質化熱処理は石英管中に真空封入して 1273 K に 1 週間保持した後、炉冷した。圧縮軸方位は Fig. 1 の A, B, C, D および E となるように約 3 mm×3 mm×6 mm の形状の試験片を切り出した。試験片の方位に関する幾何学的因子を Table 1 に示す。切り出した試験片は、エチルアルコール 75%+過塩素酸 25% の電解液を用いて表面から約 30 μm を電解研磨によって除去し、圧縮試験に供した。圧縮試験はインストロン型試験機を用いて行い、室温以上の試験はアルゴン雰囲気で行った。

III. 実験結果

圧縮試験により得られた Ni_3Ge の応力-歪曲線の代表的な例を圧縮軸方位別に Fig. 2 および Fig. 3 に示す。Fig. 2 に示すように、A 方位を圧縮軸方位とする場合には、室温以下の 183 K で既に強さの正の温度依存性の発現が認められるが、歪速度依存性はほとんど認められない。この挙動は強さの正の温度依存性を示す Regime I における変形の特徴と一致している⁽³⁾。Pak らは Ni_3Ge , $(\text{Ni}, \text{Co})_3\text{Ge}$ いずれの合金でも [$\bar{1}$ 11] 付近を応力軸とした場合に、室温付近でのこぎり歯状の応力-歪曲線を認めているが⁽⁴⁾⁽⁵⁾、本合金ではそのような兆候は認められない。室温以上の温度で、0.2% 流動応力は温度の上昇とともに低下し、288 K においても顕著な歪速度依存性を示している。さらに高温の 473 K では歪速度依存性は再度消失し、673 K 以上ではほとんど認められなくなる。この現象は (001) すべりが変形を支配する Regime II の特徴と一致する⁽³⁾⁽¹⁵⁾。なお、1173 K において歪速度を 100 倍に急変すると、一瞬の応力増加による小さなスパイク状の降伏がみられる。

B 方位を応力軸とする場合、低温から 873 K まで 0.2% 流動応力は温度の上昇に伴って増加し、歪速度にはほとんど影響されない。1173 K では明瞭な高温降伏現象に引き続いて定常変形が認められる。また、この温度範囲では応力は歪速度に大きく依存する。これは $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ ⁽⁹⁾, $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ ⁽¹⁰⁾⁽¹⁶⁾, および $\text{Ni}_3(\text{Si}, 10\text{Ti})$ ⁽¹¹⁾ 単結晶で見られる (111) 粘性すべりが変形を支配する Regime III の現象

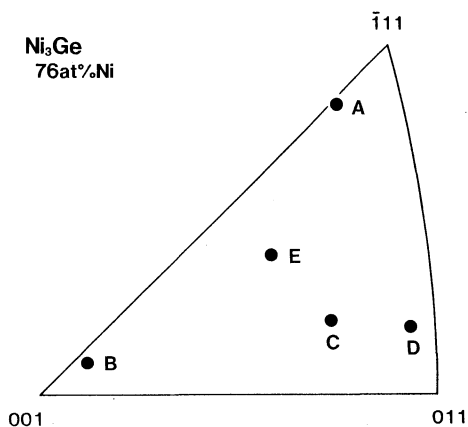


Fig. 1 Stereographic triangle showing the compression axes for Ni_3Ge single crystals.

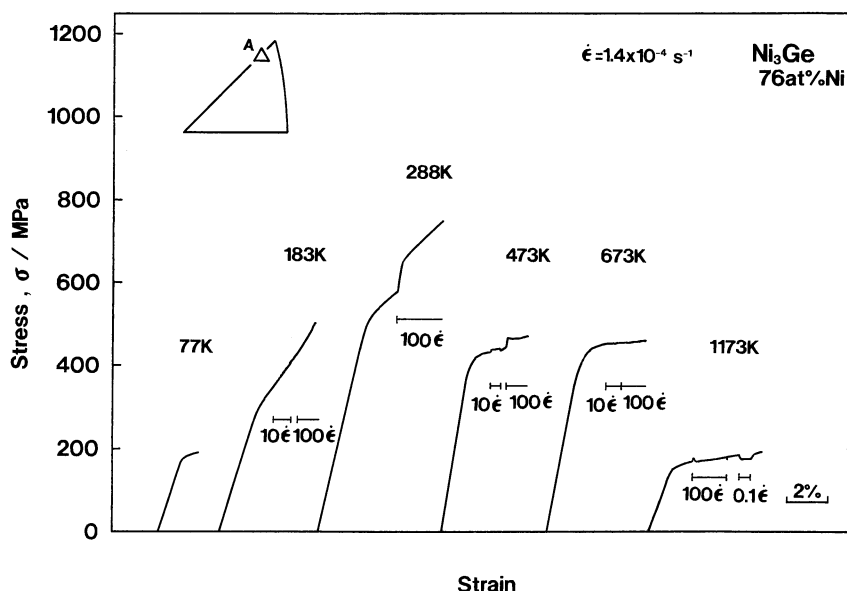


Fig. 2 Compressive stress-strain curves of Ni_3Ge single crystals with the orientation axis A being near $[111]$ deformed at various temperatures.

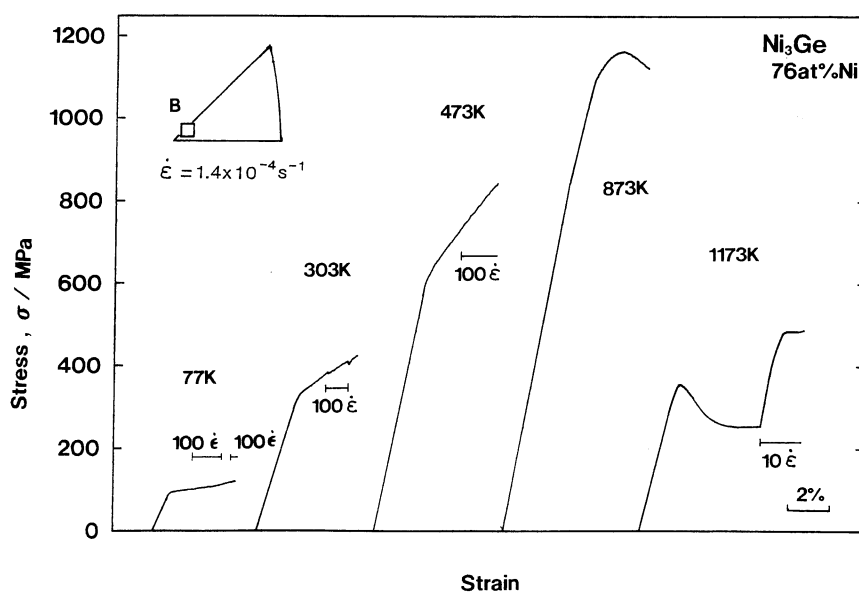


Fig. 3 Compressive stress-strain curves of Ni_3Ge single crystals with the orientation axis B being near $[001]$ deformed at various temperatures.

と対応する。

応力-歪曲線より求めた0.2%流動応力の温度依存性を Fig. 4 に示す。0.2%流動応力が正の温度依存性を示すことは既知の通りであるが、この合金では温度上昇に伴う応力の増加が急激である。A 方位での0.2%流動応力が最大となる温度 T_p は300 K 程度であり、 $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ や $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ などに比べて、非常に低い温度から(001)すべりが発現している。300 K 付近の T_p 以上の温度域にお

いては、温度の上昇に伴って急激に低下していった応力が、500 K 付近から緩やかにかつ直線的に減少するようになる。これまでのところこのような挙動は L_{12} 型金属間化合物では報告されていない。なお、このとき流動応力の歪速度依存性はほとんど認められない。

[001]近傍の B 方位を応力軸とした場合、ピーク温度 T_p は A 方位と比べてかなり高い。また、 T_p 以上の温度範囲では顕著な歪速度依存性と、温度の上昇に伴う急激な

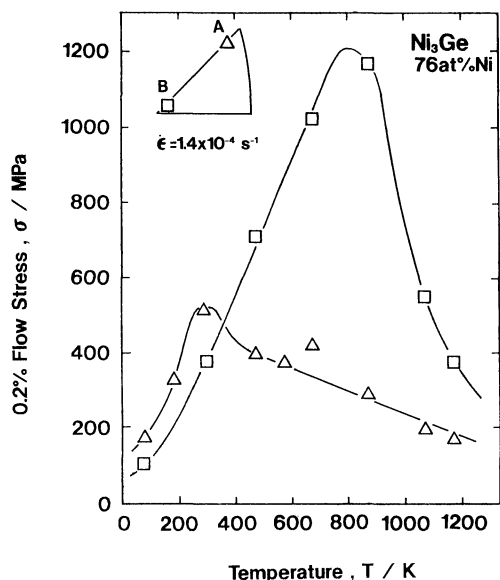


Fig. 4 Temperature and orientation dependences of flow stress in Ni_3Ge single crystals.

応力の低下がある。

Fig. 5 は Ni_3Ge の 77 K における臨界分解せん断応力 (CRSS), $\tau_{\text{oct}(77)}$, の方位依存性を、標準ステレオ三角形上に示したものである。別報の $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ に比べて⁽¹¹⁾, $\tau_{\text{oct}(77)}$ の絶対値は小さいものの、方位依存性は $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ と同様に顕著である。Pak らによる 77 at%Ni 組成の Ni_3Ge 単結晶の実験から得られた $\tau_{\text{oct}(77)}$ の方位依存性⁽⁴⁾を、Fig. 6 に同様の整理をした。ここでは、応力軸を [001] 付近とする場合の $\tau_{\text{oct}(77)}$ のデータが欠落しているが、応力軸方位が $[\bar{1}11]$ に近づくにつれて明らかに $\tau_{\text{oct}(77)}$ は増加している。また、室温での $\tau_{\text{oct}(\text{RT})}$ も、同様の傾向を示している。

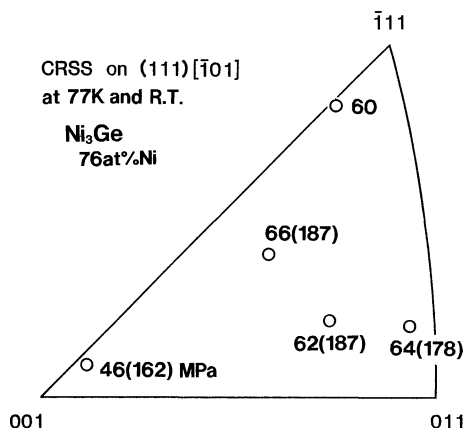


Fig. 5 Comparison of the orientation dependence of CRSS for the (111)[$\bar{1}01$] slip system in Ni_3Ge with 76 at%Ni at 77 K and at room temperature, where the latter is shown in the bracket.

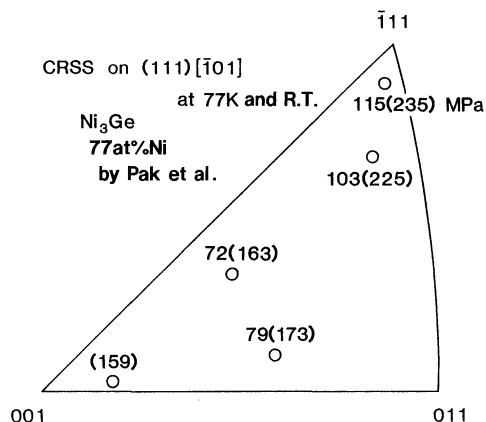


Fig. 6 Comparison of the orientation dependence of CRSS for (111)[$\bar{1}01$] of Ni_3Ge with 77 at%Ni at 77 K and at room temperature reported by Pak *et al.*⁽⁴⁾. The values in the bracket are the CRSS at room temperature.

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

L_{12} 型金属間化合物の強さの正の温度依存性は Takeuchi-Kuramoto モデルに基づいて、次式で表現される⁽³⁾⁽¹⁷⁾。

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

以下では、活性化エネルギー U ならびに $\tau_{0(\text{oct})}$ の方位依存性について考察する。

Fig. 7 には、応力軸方位を B 方位とする場合の (111)[$\bar{1}01$] すべり系への RSS の温度依存性を示した。この合金の見かけの活性化エネルギー U は B 方位で 5.5 kJ/mol となる。応力軸が $[\bar{1}11]$ 近傍の A 方位では室温で既に (001) すべりが変形を支配しており、活性化エネルギーを求めることができない。これまでに報告されているように、見かけの活性化エネルギー U は N 値に依存する⁽³⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。Fig. 8 は活性化エネルギー U をシュミット因子の比である N 値に対しプロットしたものである。Pak らによる 77 at%Ni を含む Ni_3Ge 単結晶の実験データから得られた活性化エネルギーの方位依存性と⁽⁴⁾、多結晶データから得られる対応する組成の多結晶 Ni_3Ge の推定値もこの図に併せて示す。本実験により得た U の値は、これらのデータと比較するとき、組成依存性および N 値依存性を考慮した上で、妥当な値であると言える。

Fig. 5 および Fig. 6 に示すように、 Ni_3Ge の 77 K での $\tau_{\text{oct}(77)}$ には方位依存性があり、その差は 30% に達している。 $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ 単結晶にも同様の傾向が認められることは別報で報告する⁽¹¹⁾。各種の fcc 合金の CRSS の方位依存

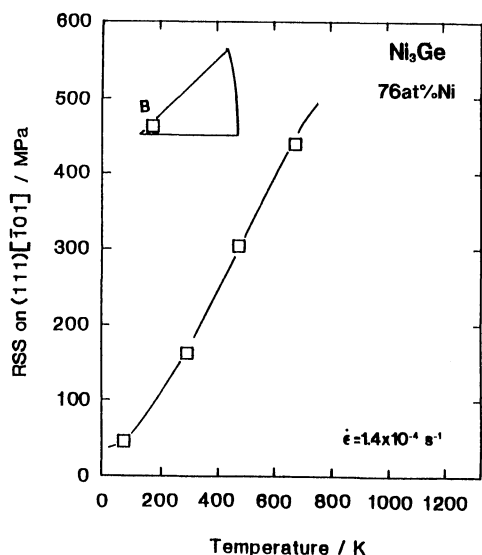


Fig. 7 Temperature dependence of RSS for (111) $[\bar{1}01]$ in the Regime I in Ni_3Ge single crystal with orientation B being near $[001]$.

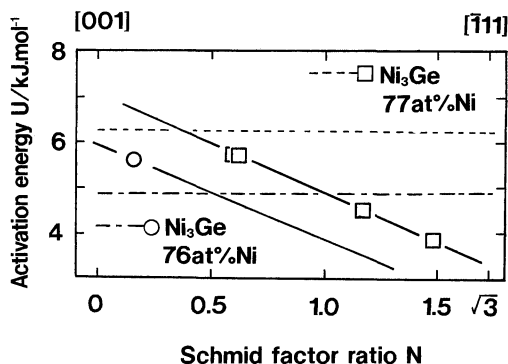


Fig. 8 Dependence of activation energy, U , on the orientation factor, N , in two Ni_3Ge single crystals containing 76 at%Ni and 77 at%Ni. The dotted lines indicate the calculated values for polycrystals with the corresponding compositions.

性に関する研究によると、CRSS は標準ステレオ三角形の中心部の方位で小さく、周辺部の方位では多重すべりのために大きくなる傾向があり、その変動も $\pm 10\%$ 以内に納まっている⁽¹⁹⁾⁻⁽²¹⁾。 Ni_3Ge , $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ のような 4B 亜族元素を構成元素とする L_{12} 型金属間化合物の低温変形応力にシュミット則からのずれの大きいことが明確となったが、これらの化合物はいずれも強さの正の温度依存性の発現傾向が強いものであり⁽²²⁾、この現象との関連をさらに詳細に調べる必要がある。このための研究には、例えば、つぎのような実験が可能であろう。シュミット則からのずれの小さい Ni_3Al とその大きい Ni_3Si は連続固溶体を形成する⁽²³⁾。このことを利用した中間組成の化合物単結晶の挙動に関する研究は興味深い。

化学量論組成からのずれが大となるにつれて低温での変形応力は大きくなるが多結晶の研究から分かっている⁽²⁴⁾⁽²⁵⁾。前述のように方位依存性が顕著なため単純な比較はできないが、76 at%Ni を含むこの Ni_3Ge と Pak ら⁽⁴⁾ の 77 at%Ni を含む Ni_3Ge の $\tau_{\text{oct}(77)}$ は、Fig. 5 と Fig. 6 に示すように、それぞれ 46~66 MPa, 72~115 MPa の範囲にあり、多結晶において確かめられた結果⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾を反映している。

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

$\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ 単結晶の (001) すべりにおけるせん断応力 τ_{cub} は、熱的応力成分 τ'_{cub} と非熱的応力成分 $\tau_{\text{G}(\text{cub})}$ との和として表され、熱的応力成分は次式のように表される⁽³⁾⁽¹⁵⁾⁽²⁷⁾。

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

ここで、 $1/T_c = -k/H_c \cdot \ln(\dot{\gamma}/\dot{\gamma}_c)$ である。

Fig. 9 には、A 方位と E 方位の T_p 以上の温度範囲における変形応力を、(001) $[\bar{1}10]$ すべり系への CRSS に換算し、温度の関数として示した。また同時に、Pak らによる 77 at%Ni を含む Ni_3Ge の (001) すべり変形応力の温度依存性も比較のために併せて示す⁽⁴⁾。本研究で得られた 76 at%Ni を含む Ni_3Ge の (001) すべり変形応力は、室温以上で低下していく負の温度依存性を持つが、500 K 以上ではその減少傾向は緩やかな直線状になる。変形応力の歪速度依存性は、Fig. 2 から明らかのように、室温付近では顕著であるが、473 K ではかなり小さくなり、573 K 以上ではほとんどみられなくなる。これらのことから、熱的応

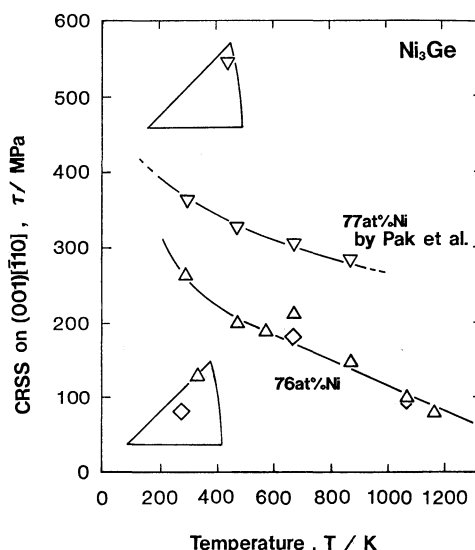


Fig. 9 Comparison of the temperature dependence of CRSS for (001) $[\bar{1}10]$ for Ni_3Ge between the present work on Ni_3Ge containing 76 at%Ni and the data of Pak *et al.*⁽⁴⁾ on Ni_3Ge containing 77 at%Ni.

力成分 τ_{cub} の消失する温度 T_c は約 500 K であり、それ以上の温度領域では非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ だけとなっていると考えられる。

また、Fig. 2 に示した応力-歪曲線からも分かるように、500 K 以上の温度域では変形応力の歪速度依存性が無いことから、この温度領域は非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ に支配されていると結論できる。しかし、Fig. 9 によれば、非熱的応力成分は明らかに温度に依存している。このような結果はこれまでの $\text{Ni}_3(\text{Al}, 5\text{Ti})$ や $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Si})$ では認められない⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。この非熱的応力成分の温度依存性は(001)面における剛性率の温度依存性に起因すると考えるのが妥当である。Regime I における非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(oct)}}$ が式(1)右辺の第1項のような温度依存性を持っていると同様に、普遍的に Regime II の非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ にも、次式のような剛性率の温度依存項を持たせるべきであろう。

$$\tau_{\text{G(cub)}} = \tau_{0(\text{cub})} \cdot (1 - B_{\text{cub}} \cdot T) \quad (3)$$

ここで、 $\tau_{0(\text{cub})}$ は 0 K における(001)すべり系の内部応力、 B_{cub} は(001)すべり系における剛性率の温度依存性に起因する項である。

Fig. 9 に基づき、 $\tau_{0(\text{cub})} = 280 \text{ MPa}$ および $B_{\text{cub}} = 0.0006 \text{ K}^{-1}$ が得られる。これに対して、Regime I における非熱的応力成分の温度依存性は $0.0003 \sim 0.0004 \text{ K}^{-1}$ とされている⁽²⁴⁾。また、 Ni_3Al の $G_{(001)[-110]}$ の温度依存性はおよそ 0.0002 K^{-1} 程度と報告されており⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾、これらと比較して若干大きいものの、本実験で得た(001)すべりの非熱的応力成分の温度依存性項 B_{cub} は妥当な値であると考えられる。

Pak らによって報告されている 77 at%Ni を含む Ni_3Ge の高温変形のデータはおよそ 900 K までであり⁽⁴⁾、これより得られる非熱的応力成分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ は 250 MPa である。全体の応力レベルは本研究で用いた 76 at%Ni を含む Ni_3Ge より高く、また温度依存性は若干小さいようである。Pak らによって得られたこの温度域の応力データには熱的応力成分が含まれないとして、その温度依存性を式(2)にしたがって表すと、 $B_{\text{cub}} = 0.0004 \text{ K}^{-1}$ 、 $\tau_{0(\text{cub})} = 430 \text{ MPa}$ が得られ、1000 K における $\tau_{\text{G(cub)}}$ はおよそ 250 MPa となる。この値は本研究で得た 1000 K で 120 MPa という値と比べてかなり大きい。Pak らの報告も含めて既往の L1_2 型金属間化合物単結晶データは高温での実験密度が薄く、また熱的応力成分が 0 になる温度 T_c よりも(111)粘性すべりが導入される温度 T_i が低い場合には、 $\tau_{\text{G(cub)}}$ を単独で決定することは困難である場合が多い。まして、 $\tau_{\text{G(cub)}}$ の温度依存性を考慮して評価することはさらに困難である。

非熱的応力成分がこのように剛性率と関係するとすれば、非熱的応力成分の原因を考察する上で手がかりとなるであろう。種々の L1_2 型金属間化合物の(001)すべり変形について総合的な考察を行い、Regime I における低温変形応力 $\tau_{\text{G(oct)}}$ と剛性率の関係と比較しつつ、非熱的応力成

分 $\tau_{\text{G(cub)}}$ と剛性率の関係について、今後さらに考察を加える必要がある。

なお本実験では、Regime I から Regime II への遷移温度 T_p と(001)すべり変形応力における熱的応力成分が消失する温度 T_c の差が小さいため、熱的応力成分が優勢となる温度範囲が狭く、有効なデータ点が十分得られない。したがって、(001)すべり変形応力の温度・歪速度依存性を記述するパラメータ $\tau_{\text{G(cub)}}^0$ 、 H_c 、 $\dot{\gamma}_c$ は求めることができない。他の L1_2 型金属間化合物に比較して、 T_p が低温であるのは熱的応力成分が小さいためであり、 T_c が低い原因と同一である。熱的応力成分をこれまでに得られた種々の L1_2 型金属間化合物単結晶と比較すると、化学量論組成からのずれを考慮したとしても、その値が低いことは際だっている。

同じ 4B 亜族元素を構成元素の一つとする $\text{Ni}_3(\text{Si}, \text{Ti})$ の(001)すべり変形における熱的応力成分は非常に大きく⁽¹¹⁾、その温度依存性、歪速度依存性ともに顕著である。熱的応力成分はパイエルス機構によって決定されていると考えられている⁽³⁾⁽¹⁵⁾⁽²⁷⁾。したがって、この性質は結晶格子の性格そのものに由来するものでもあり、この解明には原子間ポテンシャルなどを考慮にいれた理論的研究が欠かせない。

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

著者らが既に報告したように、 T_p より高い温度領域 Regime III における{111}すべりの定常変形応力の温度、および歪速度依存性を表す変形方程式は、定常クリープ速度式と同様の式である⁽³⁾⁽⁹⁾⁻⁽¹¹⁾⁽³⁰⁾。Fig. 10 は B 方位における Regime III での定常変形応力の(111)[$\bar{1}01$]への CRSS の温度依存性を示したものである。データ点が少ないが、応力指数 n 、活性化エネルギー E は、 $n=3.6$ 、 $E=277 \text{ kJ/mol}$ と得られる。Fig. 10 における実線はこれらのパラメータにもとづいて計算したものである。応力指数 n の値は、 Ni_3Al の高温クリープから得られる値 3.5~5.0 の範囲に入っており⁽³⁾⁽³⁰⁾⁻⁽³³⁾、妥当なものである。また、 Ni_3Ge 中の拡散の活性化エネルギーは Ni のそれが $246 \pm 22 \text{ kJ/mol}$ 、Ge のそれが $313 \pm 43 \text{ kJ/mol}$ と報告されており⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾、本研究における(111)粘性すべりの活性化エネルギー 277 kJ/mol はこれらと比較して妥当な値である。

なお、最近 Ni_3Ge 単結晶の高温変形の研究が講演大会で発表されており⁽³⁶⁾、より詳細なデータの発表が待たれる。

V. 結 言

4B 亜族元素 Ge を構成元素の一方とする Ni_3Ge の塑性変形挙動を 3B 亜族元素を構成元素とする Ni_3Al のそれと

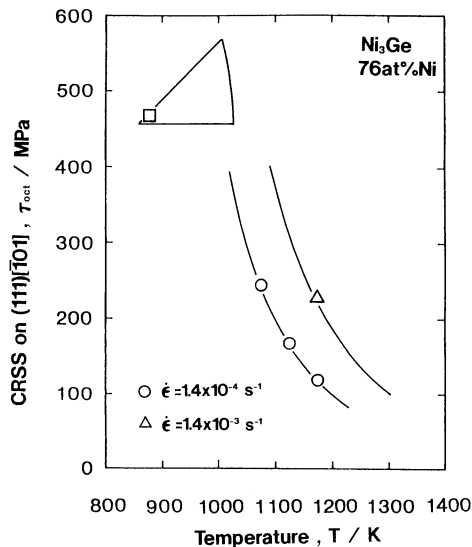


Fig. 10 Effect of strain rate on the temperature dependence of CRSS for the (111)[101] slip system in Ni₃Ge in Regime III.

比較するために、また化学量論組成からのずれの影響を知るために、できるだけ化学量論組成に近づけた 76 at%Ni の Ni₃Ge 単結晶を作成し、強さの強度、方位ならびに歪速度依存性を調べ、以下の結論を得た。

(1) Ni₃(Si, Ti) と同様に、低温における変形応力は顕著な方位依存性を示し、シュミット則を満たさない。

(2) (001) すべり変形において、熱的応力成分が消失する温度 T_c は他の L1₂ 型金属間化合物に比較して非常に低い。また、(001) すべり変形の非熱的応力成分 $\tau_{G(cub)}$ は、(111) すべり変形の $\tau_{G(oct)}$ と同じように剛性率の温度依存性に起因する負の温度依存性を持つ。

(3) 他の L1₂ 型金属間化合物と比べて $[\bar{1}11]$ に近い方位では (111) すべりから (001) すべりへの遷移温度は非常に低く、常温付近から (001) すべりが活動している。

(4) (111) 粘性すべり変形における定常変形の活性化エネルギー E は 277 kJ/mol と見積もられ、この値は Ni₃Ge の拡散の活性化エネルギーと比較して妥当なものである。

文 献

- (1) S. J. Liang and D. P. Pope: Acta Met., **25**(1977), 485.
- (2) D. P. Pope and S. S. Ezz: Intl. Met. Rev., **29**(1984), 432.
- (3) T. Suzuki, Y. Mishima and S. Miura: ISIJ Intl., **29**(1989), 1.
- (4) H. R. Pak, T. Saburi and S. Nenno: Trans. JIM, **18**(1977), 617; 日本金属学会誌, **39**(1975), 1215.
- (5) H. R. Pak, T. Saburi and S. Nenno: Trans. JIM,

- 19**(1978), 35; 日本金属学会誌, **40**(1976), 1068.
- (6) K. Aoki and O. Izumi: J. Mater. Sci., **13**(1978), 2313.
- (7) K. Aoki and O. Izumi: Acta Met., **27**(1979), 807.
- (8) H. R. Pak, L. M. Hsuing and M. Kato: High Temperature Ordered Intermetallic Alloys, MRS Symp. Proc., vol. 39, Ed. by C. C. Koch, C. T. Liu and N. S. Stoloff, MRS, Pittsburg, (1985), 239; Phil. Mag. A, **53**(1986), 887.
- (9) 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.
- (10) 三浦誠司, 三島良直, 鈴木朝夫: 日本金属学会誌, **56**(1992), 1200.
- (11) 三浦誠司, 小池基行, 三島良直, 鈴木朝夫: 日本金属学会誌, **56**(1992), 11号掲載.
- (12) M. Ellner, T. Goedecke and K. Schubert: J. Less-Common Met., **24**(1971), 173.
- (13) A. Nash and P. Nash: Bull. Alloy Phase Diagram, **8**(1987), 255.
- (14) M. S. Kim, S. Hanada, S. Watanabe and O. Izumi: Acta Met., **36**(1988), 2615 and 2967.
- (15) 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.
- (16) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: New Materials and Processes for the Future, Proc. Japan Intl. SAMPE Symp., vol. 1, Ed. by N. Igata et al., SAMPE, Tokyo, (1989), 168.
- (17) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallkd., **80**(1989), 112.
- (18) S. Takeuchi and E. Kuramoto: Acta Met., **21**(1973), 415.
- (19) B. Jaoul and I. Bricot: Rev. Met., **52**(1955), 629.
- (20) B. Jaoul and D. Gonzalez: J. Mech. Phys. Sol., **9**(1961), 16.
- (21) J. Diehl: Z. Metallkd., **47**(1956), 331.
- (22) D. M. Wee, O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki: Trans. JIM, **21**(1980) 237.
- (23) Y. Oya, S. Ochiai, T. Shinoda and T. Suzuki: Z. Metallkd., **75**(1984), 53.
- (24) O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki: Met. Trans. A, **12A**(1981), 1647.
- (25) T. Suzuki, Y. Oya and S. Ochiai: Met. Trans. A, **15A**(1984), 173.
- (26) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallkd., **80**(1989), 48.
- (27) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallkd., **80**(1989), 157.
- (28) R. W. Dickson, J. B. Wachtman and S. M. Copley: J. Appl. Phys., **40**(1969), 2276.
- (29) K. Ono and R. Stern: Trans. Met. Soc. AIME, **245**(1969), 171.
- (30) S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Z. Metallkd., **80**(1989), 164.
- (31) S. Miura, T. Hayashi, Y. Mishima and T. Suzuki: High Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV, MRS Symp. Proc., vol. 213, Ed. by L. Johnson, J. O. Stiegler and D. P. Pope, MRS, Pittsburg, (1991), 623.
- (32) T. Hayashi, M. Takekawa, S. Miura, Y. Mishima and T. Suzuki: Intermetallic Compounds—Structure and Mechanical Properties, Proc. 6th Jpn. Inst. Met. Intl. Symp., Jpn. Inst. Met., Sendai, (1991), 421.
- (33) T. Suzuki, Y. Mishima and S. Miura: Mater. Sci. & Eng., **146**(1991), 245.
- (34) 安田秀幸, 中嶋英雄, 小岩昌宏: 日本金属学会春期大会講演概要, (1990), 93.
- (35) 安田秀幸, 中嶋英雄, 小岩昌宏: 日本金属学会秋期大会講演概要, (1990), 470.
- (36) 山崎真吾, 小松 淳, 菊池潮美: 日本金属学会春期大会講演概要, (1991), 200.