

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 26 年 6 月 9 日現在

機関番号：82108

研究種目：基盤研究(C)

研究期間：2011～2013

課題番号：23560886

研究課題名(和文) ニッケルアルミナイドが結晶方位を記憶する現象の解明

研究課題名(英文) Study on texture memory effect in nickel aluminide

研究代表者

出村 雅彦 (Demura, Masahiko)

独立行政法人物質・材料研究機構・水素利用材料ユニット・主任研究員

研究者番号：10354177

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 4,200,000円、(間接経費) 1,260,000円

研究成果の概要(和文)：強冷間圧延したニッケルアルミナイド単結晶では、熱処理の過程で結晶方位(結晶の向き)が一時的に分散化するものの、最終的には元に戻る興味深い現象(集合組織記憶効果)が現れる。しかし、ニッケルアルミナイドニッケル固溶体に整合析出した複相合金ではこの現象は起こらない。本研究では、複相合金に加え、ニッケル固溶体でも集合組織記憶効果が発現しないことを突き止めた。さらに電子顕微鏡を用いた詳細な解析から、集合組織記憶効果が発現するために、圧延変形で歪みが十分蓄積されること、粒界の移動を邪魔する異相界面等の障害がないことが必要であることを明らかにした。

研究成果の概要(英文)：A sharp texture of heavily cold-rolled nickel aluminide single crystals is disintegrated in an early stage of annealing, but it finally returns to the sharp texture, which is very similar to that in the cold-rolled state. This interesting phenomenon is termed as texture memory effect. Recently, we found that no texture memory effect occurs in two-phase alloys, where the nickel aluminide is coherently precipitated in a nickel solid-solution matrix. This study aimed to clarify factors necessary for the occurrence of the texture memory effect.

Firstly, we confirmed that no texture memory effect occurs in a nickel solid-solution single phase. Based on the electron microscopic analyses, we concluded that there are two requisites for the occurrence of the texture memory effect: (1) enough strain is accumulated in the cold rolling process and (2) grain boundary move freely with no obstacles like interface.

研究分野：工学

科研費の分科・細目：材料工学・材料加工・処理

キーワード：結晶・組織制御 再結晶・粒成長集合組織 金属間化合物 ニッケルアルミナイド 強圧延 単結晶
結晶方位解析 複相

1. 研究開始当初の背景

金属間化合物はもろく加工が難しいものが多いが、Ni₃Alは、粒界の脆さを改善すれば、強加工ができる。我々は、結晶方位のそろった一方凝固材を用いて、強冷間圧延で箔を作製することに成功し、さらに、再結晶および粒成長に伴う特異な集合組織変化を発見した(図1) [1]。まず、強冷間圧延した Ni₃Alは強い{110}圧延集合組織を有している(a)。これを、例えば、600°Cで30分熱処理すると、再結晶が起こり、集合組織は分散化する(b)。しかし、驚くべきことに、粒成長の進行に伴って次第に{110}成分が強くなり、もとの圧延集合組織へと回帰する(c)。

この現象を我々は、集合組織記憶効果と名付け、その仕組みの解明に取り組んだ。その結果、再結晶粒はそれぞれ、一見、無関係な方位を向いているように見えるが、その大半が、元の圧延集合組織とただ一つの結晶方位関係、111軸周り40°回転という関係を有していることを発見した。以上の解析結果をもとに、集合組織記憶効果は、40°<111>粒界が高い移動度をもつという仮定のもとで説明できることを報告している[2]。

ところが、最近になって、この説明を再検討しなければならない現象に行き当たった。Ni₃Al/Ni複相合金では、集合組織記憶効果が発現しないことを見出したのである(図1d-f) [3]。SEM-EBSDで解析したところ、再結晶後に、40°<111>回転粒が多くを占める点は、Ni₃Al単相材と共通していた(e)。しかし、粒成長過程でもとの圧延集合組織をもつ結晶粒は優先成長せず、40°<111>回転粒の体積率が一貫して増加し、最終的に、ほぼ全面がこれで占められるようになるのである(f)。

この新しい実験事実は、40°<111>粒界が高い移動度をもつだけでは集合組織記憶効果は発現しないことを意味する。他に、方位の記憶に必要な因子があることになる。

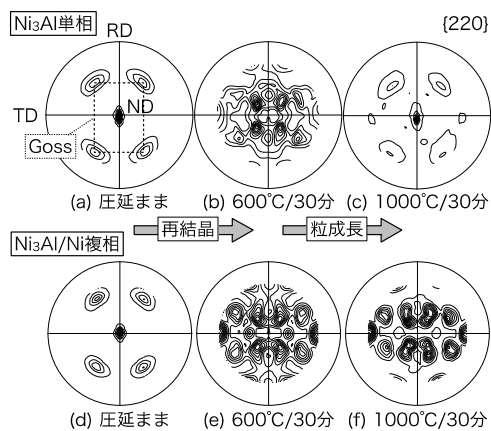


図1. Ni₃AlとNi₃Al/Ni複相単結晶(Goss方位)の圧延・熱処理による集合組織変化

2. 研究の目的

集合組織記憶効果は、Ni₃Al単相で発現し、Ni₃Al/Ni複相では発現しない。両者の違いは、(1)規則構造を有すること、(2)単相であることの二つと考える。本研究では、まず、Ni₃Al単相から、複相、Ni固溶体までについて、集合組織記憶効果が発現する範囲を決定し、このどちらが集合組織記憶効果の発現に欠かせないかを検証する。その上で、(1)もしくは(2)に関係する材料学的因子群の中から、方位が記憶されるために必要な因子を決定し、モデルを再構築する。

3. 研究の方法

すでに、Ni₃Al単相では集合組織記憶効果が発現し、Ni₃Al/Ni複相では発現しないことを突き止めている。本研究では、まず、最も優先されるサンプルはNi固溶体である。組成は、Ni₃Al/Ni複相に含まれるNi固溶体と近く、かつ、Ni₃Alの析出がないNi-8at%Alを選択する。試料には、圧延集合組織が単純で解析が容易なGoss方位単結晶を用いる(<100>単結晶を光学式浮遊帯域溶融法で育成し、X線Laue法で方位を調べ{110}面に平行に切り出す)。圧延率は80~90%とし、熱処理は873K~1273Kの範囲で行う(高真空管状電気炉を使用)。SEM-EBSD (JEOL JSM-7000F & TSL OIM 5.2)で微細領域の結晶方位を測定する。SEM-EBSD測定を十分広い面積で行うことで、平均的な集合組織を得た。

さらに、Ni固溶体の結果を受け、集合組織記憶効果発現に必要な材料学的因子を調査する。このために、SEM-EBSDを用いた、詳細な結晶方位解析を行う。

4. 研究成果

(1) Ni固溶体の集合組織変化

図2に80%圧延したNi固溶体単結晶の熱処理に伴う結晶方位の変化を示す。圧延材は初期方位であるGoss方位(水色)を維持しており(a)、これは、Ni₃Al単相やNi₃Al/Ni複相の場合と同じである。873Kで30分熱処理を施すと、ごく一部に、再結晶粒とみられる方位の異なる領域が現れる。再結晶した領域以外は、圧延材と同じGoss方位を維持していた(b)。再結晶粒はGoss方位と40°<111>回転関係を有しているもの(オレンジ)もあったが、そのような特別な関係が見いだせないものも同程度、存在していた。また、これら再結晶粒間の粒界は直線的で、双晶の関係にあるものが多数みられた。再結晶粒の大きさは、100μm程度であり、Ni₃Al単相やNi₃Al/Ni複相の同条件の再結晶粒が1μm以下の平均粒径であったのと比べると、極めて大きい。この事実は、Ni固溶体では再結晶核密度が著しく低いことを意味している。

1273Kで30分熱処理すると、全面が等軸粒で覆われており、再結晶が完了していた。この段階での結晶粒の方位はもとのGoss方位

とは異なっていた。観察した半分程度の粒が Goss 方位と $40^\circ\langle 111 \rangle$ 関係を有しており、その他は Goss と特別な関係は見いだせなかった。粒径は 1mm 程度と粗大であり、粒成長速度は速い。

このように、80%圧延した Ni 固溶体単結晶では、再結晶後に、 $40^\circ\langle 111 \rangle$ 集合組織、Goss 方位集積のいずれも明瞭に観察されず、集合組織記憶効果は発現しなかった。90%圧延材でも同様に、集合組織記憶効果は発現しないことを確認した。

Ni 固溶体では、 Ni_3Al 単相と比べ、再結晶の核発生密度が極端に小さく、また、粒界の移動速度も速い。さらに、焼鈍双晶も多く発生していた。このため、 $40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒が成長して互いにぶつかって再結晶が終了する前に、焼鈍双晶によって別の方位をもつ結晶粒が発生し、先鋭な $40^\circ\langle 111 \rangle$ 集合組織が形成されなかったものと結論できる。これが、集合組織記憶効果が発現しなかった理由と考えられる。

Ni 固溶体で再結晶核の発生密度が低い理由を探るために、圧延加工組織を透過電子顕微鏡で観察した。観察の結果、Ni 固溶体では、圧延中にセル化が進行しており、回復が生じていた。このために再結晶の駆動力が小さく、核密度が低下したと考えられる。

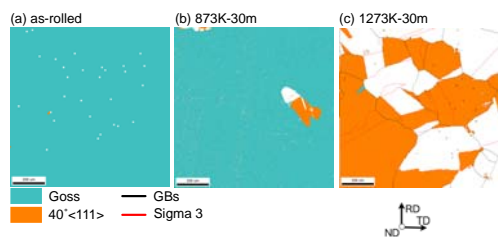


図 2. Ni-8at%Al 単結晶の 80%圧延及びその後熱処理した場合の組織

(2) $\text{Ni}_3\text{Al}/\text{Ni}$ 複相合金の集合組織変化

すでに集合組織記憶効果が発現しないことは、わかっている (図 1)。ここでは、その原因を探るために、集合組織記憶効果発現の鍵となる再結晶と粒成長に着目して、詳細な検討を行った。まず、再結晶の前提となる圧延後の加工組織は、SEM 反射電子像及び透過電子顕微鏡 (TEM) 像から、以下の特徴を有することを確認した。

- Ni_3Al と Ni 相がともに ND 方向に圧縮され、RD 方向に伸長されたパンケーキ状となっており、各々が層状に積層した組織を形成していた。
- Ni_3Al 相内には平面的なすべりの痕跡や積層欠陥 (SISF) が多数残留し明瞭な回復組織がみられないのに対し、Ni 相内では転位の再配列が進み、伸長したセル組織が形成していた。
- 各相内の変形組織は、単相で変形したときのものと類似している。

図 3 に再結晶及び粒成長組織を示す。本研究で用いた EBSD 解析では、両相を区別することはできず、ともに fcc として方位を解析している。873K-30 分で再結晶はほぼ完了し、全面が再結晶粒に覆われる。再結晶粒の形状は、ND 方向から見ると、等軸に見える。方位は圧延時の Goss 方位から大きく変化しており、その大半は Goss と $40^\circ\langle 111 \rangle$ 回転関係を有していた (a の暖色)。ごく少数、Goss 方位を有する粒が見られたが、 Ni_3Al 単相でみられたように、他に比べて大きく成長している様子は観察されなかった。粒成長が進むと、 $40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒が全体を占めるようになり、Goss 粒は消失していった。 Ni_3Al 単相と比べると、粒成長速度は著しく遅い。これは、 Ni_3Al 相と Ni 固溶体相の異相界面が、粒成長を阻害しているためと理解できる。

$40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒には 8 つのバリエーションが存在し、そのうち圧延時に働いていた {111} すべり面法線方向を回転軸とするものをタイプ A、それ以外をタイプ N と呼ぶことにする。以前の研究で Ni_3Al 単相では、各々のタイプで再結晶終了後の数密度が異なっており、それが再結晶核の生成に関係していることを解明した [2]。すなわち、 $40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒が多重双晶をへて発生すると仮定し、さらに最初の双晶が圧延時に働いたすべり面だけで発生したと仮定して計算した各々のタイプの発生確率が、計測して得られた数密度の比ときわめてよい一致を見ている。このように、 Ni_3Al 単相におけるタイプ別の核発生密度の違いは、加工組織と密接に関係している。

同様の解析を複相合金に対して行った。図 3 では二つのタイプを色別に表示している。再結晶初期にはタイプ A とタイプ N の数密度はほとんど同じであるのに対し、平均粒径はタイプ N の方が大きく、その結果、タイプ N の体積率が大きくなっている。粒成長が進むとタイプ N が優先的に大きくなり、タイプ A の数が減っていき、本研究で測定した最も粒成長の進んだ状態 (c) では、ほぼ全ての粒がタイプ N を有していた。ごくまれに、Goss 粒が観察されたが粒径は小さく、Goss 粒が優先的に成長している様子は観察できなかった。

図 4 にタイプ A とタイプ N の数密度及び平均粒径の比を、全体の平均粒径の関数として

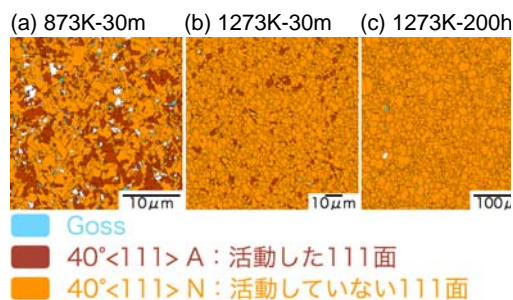


図 3. 83%圧延した $\text{Ni}_3\text{Al}/\text{Ni}$ 複相単結晶合金の熱処理後の再結晶・粒成長挙動

プロットした。複相（橙色）では、再結晶終了時に両者の数密度には差がなく（比が1）、粒径はタイプNが1.3倍程度大きい。これは、両者の核発生確率には差がなく、その後の成長過程でタイプNが優位であったことを意味する。タイプNはその後の粒成長の間、優先的に成長しており、両者の粒径の差は一貫して広がっている。これに対して、Ni₃Al単相では、再結晶終了時の数密度に差があり、タイプNが2倍大きい。平均粒径は両者で差がない。すなわち、核発生確率には差があるが、その後の成長過程では両者に優劣はない。これらの特徴を表1にまとめた。複相合金は再結晶時に40°〈111〉集合組織を形成する点ではNi₃Al単相と同じであるが、その中身、すなわち核発生と成長の特徴がかなり異なることが明らかとなった。

なお、Ni₃Al単相における核発生頻度の違いは、先に述べたように、圧延時の加工組織と密接に関係している。具体的には、圧延時に働いたすべり面上に、多数の積層欠陥が回復せずに残留していることから説明できる。詳細はスペースの関係で省略するが、タイプNがタイプAに比べて核発生頻度が高いというのは、Ni₃Al相内で核発生した場合の特徴といえる。複相ではタイプ別の核発生頻度に差がないことから、核発生の優先サイトはNi₃Al相ではなく、主にNi固溶体相内であったと推察できる。これは、Ni固溶体相内では回復が進展していたことから考えて、妥当な結果といえる。興味深い点は、その後の成長速度が二つのタイプで明らかに差がある点である。

表1. Ni₃Al/Ni複相とNi₃Al単相における再結晶核発生と成長の特徴

	複相	単相
核発生頻度	40°〈111〉N =	40°〈111〉N >
	40°〈111〉A	40°〈111〉A
成長速度	40°〈111〉N >	40°〈111〉N =
	40°〈111〉A	40°〈111〉A

複相組織に固有の粒成長を律速し得る因子は、複相界面である。図5は873K-30m熱処理材の断面の反射電子像（SEM-BEI）及び同一視野をEBSDで解析した結果である。反射電子像のコントラストは組成と結晶方位に依存している。比較的暗いコントラストはNi₃Al相を明るいコントラストはNi固溶体相に対応しており、これに結晶方位によるコントラストの違いが重畳している。Ni₃Al相とNi固溶体相はともにND方向につぶれ、RD方向に伸長したパンケーキ状であり、圧延時に形成された層状組織がそのまま維持されている。ところが、先にも述べたように、EBSD解析で得られた結晶方位マップをみると、再結晶は完全に終わっており、結晶格子の向きは圧延時とは大きく変わっている。結晶の形状は、層状

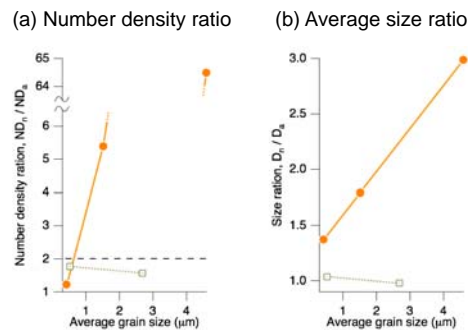


図4. タイプAとタイプNの数密度及び平均粒径の比の粒成長に伴う変化（橙色：Ni₃Al/Ni複相、灰色：Ni₃Al単相）

組織に対応して、ND方向に短く、RD方向に長い。特に、成長した大きな結晶粒にその傾向が強い。この非等方的な結晶粒形状は、Ni₃Al相とNi固溶体相との間の異相界面が、結晶粒界の移動の障害になっていることを示唆している。

しかし、注意深くみると、結晶粒は各相よりも大きい。結晶方位マップにおいて同一の結晶方位を有する領域（すなわち結晶粒）のひとつを選び、その境界（すなわち粒界）を図5の反射電子像に赤線で示した。赤線の内部には明らかにNi₃Al相とNi固溶体相の両相が含まれており、あたかも、赤線で表された粒界がこれらの異相界面を超えて移動したようにみえる。層状組織よりも大きい結晶粒は他にも存在し、結晶粒界は異相界面をこえて移動できるようにみえる。

このように、異相界面は結晶粒界の移動を制限しているように見える一方で、結晶粒界は異相界面を超えて移動しているようにも見えるということがわかった。これらの一見、相反するように観察結果を説明できるように、再結晶核の発生と成長の過程を考えなければならない。

層状組織が圧延前と変化がなかったことから、NiとAlの分配、相互拡散は再結晶が生じている過程では無視できるほど遅く、異相界面の移動は考慮する必要がない。また、異相界面が結晶粒界移動の障害になっているという点も、仮定してよいだろう。これらの仮定のもとで、異相界面を挟んでどのように粒界移動が生じるかを考察する。

まず、再結晶核はNi固溶体相内で発生するが、異相界面を超えることができず、発生した再結晶核は、しばらくの間、Ni固溶体相内にとどまることになる。その間に、当然、Ni₃Al相内でも再結晶核が発生することになる。この状態を模式的に表したのが、図6(a)である。ここで、上側に位置しているNi₃Al相内の再結晶核は、下側のNi固溶体相内のそれよりも小さいと仮定した。これは、Ni₃Alでは圧延過程でセル組織などの回復現象が生じず、ひずみの蓄積が大きいために、核発生密度が高いと考えられるためである。

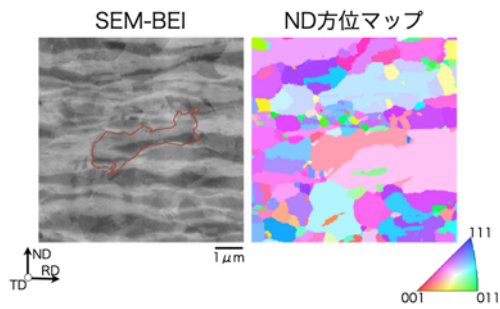


図 5. 圧延後 873K-30m 熱処理した Ni₃Al/Ni 複相の TD 断面

さて、ここで核発生における $40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒の発生頻度について、確認しておきたい。今回、詳細な EBSD 解析の結果、Ni₃Al/Ni 複相合金では、 $40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒の 8 つのバリエーションは同じ確率で発生していることがわかった。これは、Ni₃Al 単相と異なる特徴であり、このことは核発生が Ni 固溶体相で優先的に起こっていることの根拠の一つとなっている。つまり、図 6 の下側で発生していた再結晶核は、基本的に 8 つのバリエーションが同じ確率で存在していると考えてよい。これに対して、Ni₃Al 相内では、単相のときにそうであったように、タイプ N がタイプ A の 2 倍の数密度で存在していると考えられる。従って、異相界面を挟んで、タイプ N 同士が隣り合う確率が高いことになる。

同じバリエーション (図 6 粒内の番号が同じもの) が隣り合っている場合、その境界は、整合界面となる。よく知られるように、整合界面の過剰エネルギーは、非整合界面のそれよりも著しく低い。従って、図 6(a) のバリエーション #2 のように、整合界面を挟んで隣り合った場合、その整合界面は非整合界面を浸食するように、すなわち、Ni₃Al 相内でバリエーション #2 が成長するように粒界移動が生じるはずである (b)。この粒界移動は、非整合界面が整合界面に置き換えられるまでつづく (c)。

ここで提案した、同じバリエーションが接しているところから異相界面を超える成長プロセスは、異相界面が粒界移動の障害になるという仮定の下で、最も速い粒界移動であると考えられる。すなわち、同じバリエーションが接する確率の高いタイプ N はタイプ A に比べて、速く成長することになる。これは、今回明らかとなったタイプ別の成長速度の違い (表 1) をうまく説明する。

以上、まとめると、Ni₃Al/Ni 複相合金では、異相界面が粒成長の障害となっていると考えられ、その障害を優先的に超えることができるタイプ N の成長速度が速い。タイプ A のように、Ni₃Al 相内の存在確率が低い再結晶核は、異相界面が障害となって成長速度が遅くなる。特に、もとの圧延方位 (今回の例では Goss 方位) を持つ結晶粒は、再結晶直後の数が少ない。そのため、異相界面を挟んで Goss 粒が隣接する可能性は、ほとんど考えることができず、Goss 粒の成長は著しく制限されたと考えられる。

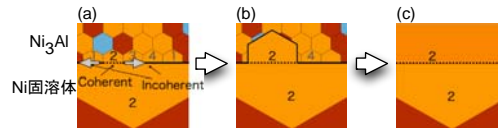


図 6. Ni₃Al/Ni 複相合金における再結晶核発生と成長の提案モデルの模式図

(3) 集合組織記憶効果発現の条件

Ni 固溶体でも、Ni₃Al/Ni 複相合金でも、集合組織記憶効果は発現しない。つまり、集合組織記憶効果の発現には、規則構造と界面の両者が関わっているといえる。

まず、Ni 固溶体では、再結晶核密度が低く、再結晶終了までに長い距離を粒界が移動する間に、多数の焼鈍双晶が生じていた。このために、先鋭な $40^\circ\langle 111 \rangle$ 集合組織が形成されず、圧延時の方位を持つ結晶粒の優先成長が生じなかったことが、集合組織記憶効果が発現しない原因であった。再結晶核密度が低い理由は、圧延によるひずみの蓄積が十分でないためである。以上のことを言い換えれば、集合組織記憶効果の発現には、先鋭な $40^\circ\langle 111 \rangle$ 集合組織の形成が不可欠であり、そのためには、十分な再結晶核密度が必要となる。つまり、十分な歪みエネルギーの蓄積が必須となることがわかる。Ni₃Al では、圧延時にセルラ化などが生じず、蓄積した歪みエネルギーが減少しない。これは、Ni₃Al では $\{111\}$ 面交差すべりが生じないことに起因しており、この平面的なすべりの性格は、Ni₃Al の規則構造に由来するものと理解できる。このように、Ni 固溶体を調べた結果から、回復がおこりにくい平面的なすべり変形が、集合組織記憶効果の発現に重要な役割を果たしていることがわかった。

次に、Ni₃Al/Ni 複相合金では、異相界面が粒成長の障害となっていることが原因であることが判明した。このことから、自由な界面移動が集合組織記憶効果の発現にとって必要であることが分かった。

以上を総括すると、集合組織記憶効果の発現には、(1) $40^\circ\langle 111 \rangle$ 粒界が特異的に速い移動度を有すること、(2) 十分に再結晶核密度が高いこと (再結晶終了後にサブミクロン以下の粒径)、(3) 粒界移動を阻む異相界面等が存在しないことが必要な条件であることが明らかとなった。

(参考文献)

- [1] M. Demura, K. Kishida, Y. Xu, and T. Hirano, "Texture development of Ni₃Al thin foils during recrystallization and grain growth," presented at the Materials Science Forum, 2004, vol. 467, no. 1, pp. 447-452.
- [2] M. Demura, Y. Xu, K. Kishida, and T. Hirano, "Texture memory effect in heavily cold-rolled Ni₃Al single crystals," Acta Mater, vol. 55, no. 5,

pp. 1779-1789, 2007.

[3] M. Demura, Y. Xu, and T. Hirano, "Recrystallization textures in heavily cold-rolled Ni₃Al based single crystals," presented at the Materials Science Forum, 2010, vol. 638, pp. 1288-1293.

5. 主な発表論文等

(研究代表者、研究分担者及び連携研究者には下線)

[雑誌論文] (計3件)

- (1) Demura, M.; Raabe, D.; Roters, F.; Eisenlohr, P.; Xu, Y.; Hirano, T.; Kishida, K. Slip system analysis in the cold rolling of a Ni₃Al single crystal. In: Materials Science Forum, 査読有り; Vol. 783-786, 2014, pp. 1111-1116. DOI 未定
- (2) Hirano, T.; Xu, Y.; Demura, M. Catalytic properties of Ni₃Al foils for hydrogen production. Advanced Materials Research, 査読有り; Vol. 306-307, 2011, pp. 130-133. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.306-307.130
- (3) Demura, M.; Xu, Y.; Hirano, T. Texture and ductility of Ni₃Al foils. Advanced Materials Research, 査読有り; Vol. 306-307, 2011, pp. 116-119. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.306-307.116

[学会発表] (計6件)

- (1) Demura, M.; Raabe, D.; Roters, F.; Eisenlohr, P.; Xu, Y.; Hirano, T.; Kishida, K. Slip system analysis in the cold rolling of a Ni₃Al single crystal. Thermec' 2013, 2013/12/02-06, Las Vegas, USA. (招待講演)
- (2) Demura, M.; Xu, Y.; Hirano, T. Texture memory effect of heavily cold-rolled Ni₃Al. G. Gottstein Honorary Symp. on Characterisation and Design of Microstructure for Adv. Materials, Materials Science Engineering 2012, 2012/09/25-27, Darmstadt, Germany
- (3) Demura, M.; Xu, Y.; Hirano, T. Mechanism of texture memory effect in the heavily cold-rolled Ni₃Al single crystals. Thermec' 2011, 2011/08/01-05, Quebec City, Canada. (招待講演)
- (4) Demura, M.; Xu, Y.; Hirano, T. Texture and ductility of Ni₃Al foils. 1st International Congress on Advanced Materials 2011, 2011/05/13-16, Jinan, P. R. China. (招待講演)
- (5) Hirano, T.; Xu, Y.; Demura, M. Catalytic properties of Ni₃Al foils for

hydrogen production. 1st International Congress on Advanced Materials 2011, 2011/05/13-16, Jinan, P. R. China. (招待講演)

(6) Demura, M.; Lee, H.; Xu, Y.; Wee, D.-M.; Hirano, T. Ni/Ni₃Al 複相組織を利用したプレート触媒の高活性化. 日本金属学会 2011 年秋季大会, 2011/11/07-09, 沖縄

[その他]

特別講義、招聘セミナー等

- (1) Demura, M. 方位を記憶する金属. 東京理科大学基礎工学部特別講義, 2012. (2013 年度記載)
- (2) Demura, M. Development of thin foils of intermetallic Ni₃Al: cold-rolling, recrystallization and texture memory effect. Shandong University Seminar, 2011.

6. 研究組織

(1) 研究代表者

出村 雅彦 (DEMURA, Masahiko)
独立行政法人物質・材料研究機構・水素利用材料ユニット・主任研究員
研究者番号: 10354177

(2) 研究分担者

井 誠一郎 (II, Seiichiro)
独立行政法人物質・材料研究機構・元素戦略材料センター・主任研究員
研究者番号: 60435146