

科学研究費助成事業 研究成果報告書

平成 26 年 6 月 17 日現在

機関番号：32201

研究種目：基盤研究(C)

研究期間：2011～2013

課題番号：23560845

研究課題名(和文)電析ナノ結晶材料の疲労特性および破壊機構の解明と粒界工学に基づく疲労特性の向上

研究課題名(英文) Grain boundary engineering for control of fatigue fracture and improvement of fatigue property in electrodeposited nanocrystalline materials

研究代表者

小林 重昭 (KOBAYASHI, SHIGEAKI)

足利工業大学・工学部・准教授

研究者番号：00323931

交付決定額(研究期間全体)：(直接経費) 1,800,000円、(間接経費) 540,000円

研究成果の概要(和文)： マイクロデバイス用構造材料として期待されるナノ結晶金属材料の疲労特性および疲労破壊機構を系統的に明らかにするために、電析法によってナノ結晶化されたニッケル、ニッケル基合金および鉄基合金の異なる3種類の材料について疲労特性と破壊挙動を微細組織変化と関連付けて実験的に調べた。

ナノ結晶金属および合金は、通常の結晶粒組織をもつ多結晶材料の約2倍の疲労限を示した。繰返し応力による結晶粒径、集合組織および粒界微細組織の変化が定量的に評価された。ナノ結晶金属材料の疲労特性・破壊は、繰返し応力による微細組織変化に強く支配されることが明らかにされた。

研究成果の概要(英文)： The fatigue property and fracture in nanocrystalline nickel, nickel based alloy and iron based alloy which produced by electrodeposition was experimentally investigated in relation to microstructural change by cyclic stress, to systematically clarify the fatigue property and fatigue fracture mechanism in nanocrystalline metallic materials.

As a result, these nanocrystalline materials show about 2 times higher fatigue limit than polycrystalline materials with conventional grain structure. The changes in grain size, texture and grain boundary microstructure by cyclic stress were quantitatively evaluated. It was concluded that the fatigue property and fracture process was dominated by these microstructural changes.

研究分野：工学

科研費の分科・細目：材料工学・構造・機能材料

キーワード：ナノ結晶材料 疲労 結晶粒界 粒界工学 電析

1. 研究開始当初の背景

ナノ結晶材料は、結晶粒径が 100 nm 以下の結晶粒によって構成される多結晶材料として定義され、ホール - ペッチの関係から予測されるように、優れた強度、硬さおよび耐磨耗性を示すことが知られている。ナノ結晶材料の作製プロセスには大きく分けて、蒸着法、強塑性加工法および電析法がある。このうち電析法を用いて作製されるナノ結晶金属材料は、Micro Electro Mechanical Systems (MEMS) のようなマイクロデバイスの製造プロセスとして開発された、X 線リソグラフィ、電鍍およびモールディングの組み合わせから成る Lithographie-Galvanoformung-Abformung (LIGA) プロセスとの関連により、マイクロデバイス開発の発展に伴い、今後さらに重要性が高まるものと考えられる。

マイクロデバイス用構造材料として、電析ナノ結晶金属材料の応用を考えた場合、動的な疲労強度の評価および疲労破壊機構の解明は実用上重要である。ナノ結晶金属材料の疲労に関しては、現在までに面心立方金属および合金を中心として報告されてきた。これらの研究において、ナノ結晶材料の疲労限が通常の結晶粒組織をもつ多結晶体に比べ約 2 倍高くなること、室温においても繰返し応力により結晶粒成長を生じることなどが明らかにされている。しかしながら、ナノ結晶材料の疲労特性および破壊機構の本質的な解明に対しては、ナノ結晶化による引張強度の増加率に比べて疲労限の増加率が低くなる原因(通常の多結晶材料に比べて、ナノ結晶材料の静的な引張強度は約 3 倍から 10 倍高くなるのに対して、疲労限は約 2 倍高くなる程度である)、繰返し応力による結晶粒成長の機構、疲労によって形成される破断面のストライエーション間隔および最終破断領域の延性破面に形成されるディンプルの大きさが結晶粒径よりも約 2 桁大きくなる原因等、今後明らかにすべき問題は多い。従来のナノ結晶材料に関する研究では、結晶粒径の影響のみに着目して、疲労特性を評価する場合がほとんどであったが、今後、集合組織や結晶粒界(以下、粒界と記す)のような他の微細組織の役割をも考慮することがナノ結晶材料の疲労の本質的な解明に不可欠と考えられる。

報告者らはこれまでに、疲労破壊に及ぼす粒界の重要性に関して研究を進めてきた。特に、多結晶アルミニウムにおける疲労き裂形成に及ぼす粒界および粒界三重点の影響を調べ、粒界疲労き裂の形成は、隣接する結晶粒の相対方位差と粒界面方位によって記述される「粒界性格」に依存し、粒界相対方位差が 15°以下の小角粒界ではき裂が形成されないこと、一般の大角粒界では優先的にき裂が形成されること、大角粒界でも粒界構造の周期性の高い対応粒界ではき裂が形成され難いことを明らかにした。さらに、ランダム粒界が 2 つ以上連結する粒界三重点において

も疲労き裂が優先的に形成されることを示した。ナノ結晶材料は、結晶粒の超微細化によって粒界の密度が著しく高くなった材料であるため、疲労破壊の抑制に対して粒界制御は有効な手法であると考えられる。

2. 研究の目的

電析法により作製したナノ結晶粒組織をもつニッケル(Ni)、ニッケル - リン(Ni-P)合金および鉄 - ニッケル(Fe-Ni)合金の疲労特性と破壊機構を、従来議論されてきた結晶粒径の影響に加え、集合組織および粒界の影響、役割にも着目して明らかにし、ナノ結晶金属材料の疲労特性および破壊機構についての体系的、本質的な解明を目指す。さらに、疲労破壊過程における粒界の役割に関する知見を土台として、粒界制御に基づく疲労破壊制御とそれに伴う疲労特性向上のための新たな材料プロセスの基本指針を得ることを目的とする。

3. 研究の方法

(1) 電析法によるナノ結晶試験片の作製と微細組織制御

ナノ結晶 Ni 試験片の作製

ナノ結晶 Ni は、パルスめっき法により作製した。パルス電圧の負荷によってニッケル結晶の核生成を促進することにより、ナノ結晶粒組織が得られる。電析浴の組成は、硫酸ニッケル 195 g/l、塩化ニッケル 174 g/l、ホウ酸 40 g/l とした。さらに、サッカリン酸ナトリウムを 0~5.0 g/l まで変化させて添加し、微細組織を変化させた。電析浴の pH は、2.0 となるように硫酸を用いて調整した。パルスめっきは、カソード(素地)にチタン(Ti)、アノードに Ni を使用し、電極間距離 50 mm、浴温度を 45 °C とし、パルス電圧 2.0~2.8V、パルス時間 40~60 ms、休止時間 4 ms の条件のもと 10.8ks 行い、電析ナノ結晶 Ni 試料を得た。本実験条件で得られるナノ結晶 Ni の厚さは、約 0.3mm であった。一部の試験片については、加工後に 373 K で 3.6ks から 10.8ks まで焼きなましを行い、微細組織の安定化を図った。

電析により得られたナノ結晶金属・合金を Ni 素地から剥がし、図 1 に示した高サイクル疲労試験用の薄板状試験片に加工した。試験片のゲージ部の大きさは、長さ 5mm、幅 2mm、厚さ 0.2mm である。試験片形状は、後述する他の 2 種類のナノ結晶合金に対しても共通である。

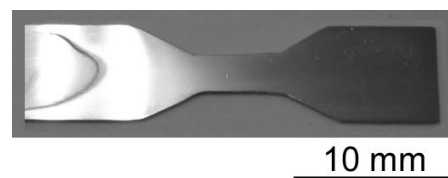


図 1 ナノ結晶ニッケル試験片

ナノ結晶 Ni-P 合金試験片の作製

ナノ結晶 Ni-P 合金は、直流電源を用いた通常の電気めっき法により作製した。Ni-P 合金については、P の添加により、その周囲で Ni 結晶の核生成が促進されるため、通常の電気めっきでナノ結晶組織が得られる。電析ナノ結晶 Ni-P 合金は、硫酸ニッケル 150g/l、塩化ニッケル 45g/l、リン酸 50ml、亜リン酸 2 g/l からなる電析浴を用いて作製した。電極は、カソード(素地)を Ti、アノードを Ni とした。電析は、電流密度 2.0mA/mm²、温度 60℃、電極間距離 40mm として、プロペラ攪拌の条件で行った。得られたナノ結晶 Ni-P 合金試験片における P 含有量は 2.0mass% であった。

得られた Ni-2.0mass%P 合金の薄板を素地から剥離し、疲労試験片を作製した。

ナノ結晶 Fe-Ni 合金試験片の作製

ナノ結晶 Fe-Ni 合金は、塩化鉄 49.7 g/l、スルファミン酸ニッケル 242.1 g/l、アスコルビン酸 8.8 g/l、ドデシル硫酸ナトリウム 1.5 g/l、ホウ酸 30.9 g/l、サッカリン酸ナトリウム 5 ~ 13g/l からなる電析浴を用い、直流めっき法で作製した。電析浴の pH はスルファミン酸を用いて pH 2.0 に調整した。カソード(素地)には Ni、アノードには Fe を用いた。電析は、電流密度を 2.4mA/mm²、3.0mA/mm²、3.6mA/mm² および 4.0mA/mm² と変化させ、電極間距離 50 mm、浴温度を 54℃ としプロペラ攪拌のもと、1.8ks 行った。得られたナノ結晶 Fe-Ni 合金の薄板を素地から剥離し、疲労試験片を作製した。

(2) 粒界微細組織の定量的評価

結晶粒組織は、X 線回折装置を用いて評価した。X 線には CuK α 線を用い、管電圧 40kV、管電流 100mA で、2 θ の測定範囲を 30° から 100° とし、0.02° のステップで測定した。得られた XRD パターンから、電析ナノ結晶試験片の相の同定、結晶粒径および試験片表面の配向度を求めた。

疲労試験前後の試験片表面の結晶粒径、集合組織、粒界性格分布のような微細組織を、結晶方位自動解析装置(Field Emission Gun-Scanning Electron Microscopy (FEG-SEM)/Electron Backscattered Diffraction (EBSD)/Orientation Imaging Microscopy (OIM)) を用いて、定量的に評価した。本研究では、 $1 \leq \Sigma \leq 29$ の Σ 値をもつ粒界を対応粒界として評価した。対応粒界の判定は、ブランドンの基準($\Delta\theta_c = 15/\Sigma^{1/2}$)に従った。これまでの研究において、29 以下の Σ 値をもつ粒界は、高エネルギーのランダム粒界に比べて優れた静的破壊強度および耐食性などを示す。この粒界の分類にしたがって、粒界性格分布(異なる性格をもつ粒界の多結晶体における存在頻度を統計的に表したものを)を評価した。

(3) 機械的性質の評価

ナノ結晶試験片の硬さは、マイクロピッカ

ース硬さ計を用いて測定した。押し込み荷重 98mN、押し込み時間は 15s とした。

引張試験は、島津製作所製オートグラフを用いて、室温、大気中でひずみ速度 $2.0 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ の条件で行った。試験にあたっては、試験片のつかみ部に厚さ 1.0mm のアルミニウム板をエポキシ樹脂で貼り付け、引張治具に取り付けた。

本研究では、負荷制御による高サイクル疲労試験により、電析ナノ結晶金属・合金試験片の疲労特性を調べた。疲労試験には、島津製作所サーボパルサーを用いた。室温、大気中で応力比を 0.1 とし、種々の応力振幅に対し、周波数 10Hz のもと試験を行った。高サイクル疲労試験においても、試験片のつかみ部にアルミニウム板をエポキシ樹脂で貼り付け治具に取り付けた。

4. 研究成果

(1) 電析ナノ結晶金属・合金の組織制御

パルスめっきにより得られたナノ結晶 Ni 試験片では、電析浴へのサッカリン酸ナトリウムの添加量が増加するにつれて、結晶粒径が約 43nm から 35nm までわずかに微細化することが示された。サッカリン酸ナトリウム添加量が 3g/l 以上になると結晶粒径の減少率は低下した。

試験片の表面方位は、電析浴へのサッカリン酸ナトリウム添加量が少ない場合は、{001} にわずかに配向するが、サッカリン酸ナトリウムの増加に伴い {111} の配向度が高くなる傾向があることが明らかになった。

本研究では、サッカリン酸ナトリウムの添加量が 5g/l の試験片を用いて機械試験を行った。図 2 は、試験片の XRD パターンである。ナノ結晶 Ni 試験片は、平均結晶粒径 35nm で、表面の結晶配向度は {111} が 1.188 とわずかに強いことがわかる。

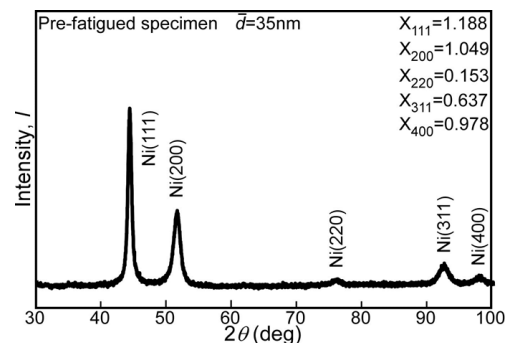


図 2 電析ナノ結晶 Ni 試験片の XRD パターン

直流めっきにより得られたナノ結晶 Ni-2.0mass%P 合金は、図 3 に示すように 45nm の平均結晶粒径、強い {001} 集合組織および高頻度の小角粒界および $\Sigma 3$ 対応粒界($\theta=60^\circ$)をもつことがわかった。特に、小角粒界は、粒界相対方位差が 3° 以下のものが多く含まれた。

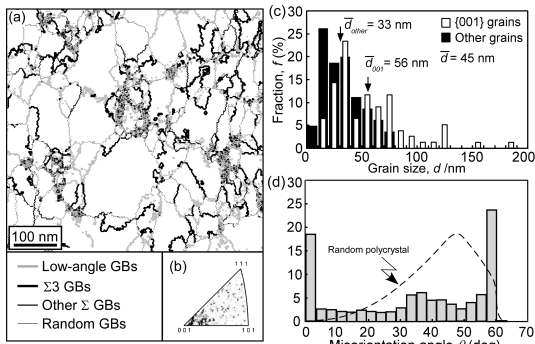


図3 電析ナノ結晶 Ni-P 合金の粒界微細組織

電析時の電流密度を変化させて作製した Fe-Ni 合金試験片は、図4に示す XRD パターンから、いずれの場合もナノ結晶組織をもつことが示された。電流密度 2.4 mA/mm^2 の条件で電析させた Fe-Ni 合金試験片の XRD パターンには、主として Fe の (110)、(200) および (211) ピークが現れ、Fe-Ni (110) および Ni (200) のピークもわずかにみられた。電流密度の増加に伴い、Fe-Ni (110) ピークの相対強度が高くなり、Fe ピークの強度は低下する傾向がみられた。電流密度が 3.6 mA/mm^2 の条件で得られた試験片では、Fe-Ni ピークが Fe ピークよりも強く現れた。これらの結果は、電流密度の増加により電析膜の Fe 含有量が低下することを示唆している。電流密度 3.6 mA/mm^2 の条件で作製された試験片を用いて機械試験を行った。試験片の平均結晶粒径は 22 nm である。

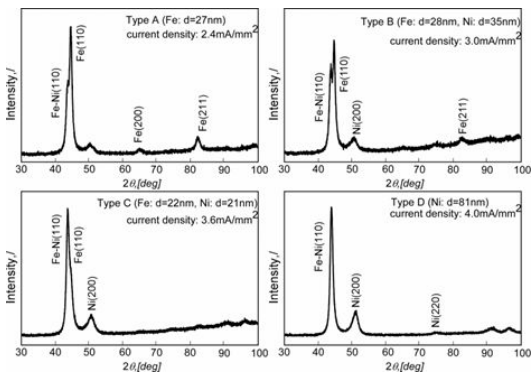


図4 異なる電流密度の電析により得られたナノ結晶 Fe-Ni 試験片の XRD パターン

(2) 電析ナノ結晶金属・合金の高サイクル疲労特性

電析ナノ結晶材料の高サイクル疲労試験により得られた応力振幅と破断までの繰返し数の関係、すなわち S-N 曲線の一例として、電析ナノ結晶 Ni 試験片の結果を図5に示す。電析ナノ結晶 Ni 試験片の疲労限は約 300 MPa であり、通常の結晶粒組織をもつ多結晶材料に比べ、約2倍の疲労限を示すことがわかる。一方、Hanlon らによって報告された平均結晶粒径が 20 nm の電析ナノ結晶 Ni の疲労限(約 400 MPa)に比べ、低い値となった。結晶粒径が 100 nm 以下の範囲では、わずかな結晶粒径の減少により粒界密度が著しく高くなる。し

たがって、ナノ結晶領域における静的強度に関するホール-ペッチの関係から予測されるように、疲労強度の結晶粒径依存性が大きくなったものと考えられる。

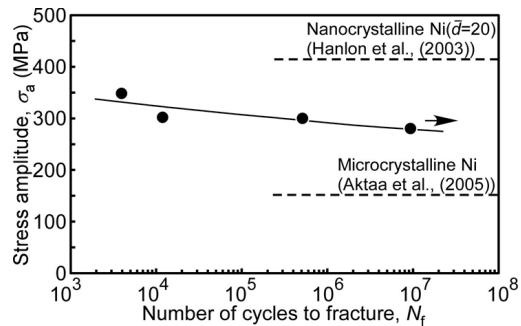


図5 電析ナノ結晶 Ni の S-N 曲線

さらに、P が過飽和に固溶したナノ結晶 Ni-P 合金の疲労限は 350 MPa であった。ナノ結晶 Ni-P 合金試験片の平均結晶粒径は 45 nm であり、Ni 試験片の結晶粒径 35 nm に比べ大きかったが、疲労限は高くなった。固溶強化の影響がナノ結晶材料においても現れることを示唆する結果であるものと考えられる。

(3) 疲労破壊によって形成される破断面形態の組織学的検討

図6(a)-(d)は、電析ナノ結晶 Ni-P 合金試験片の疲労試験後の破断面の SEM 像である。図6(b)-(d)はそれぞれ図6(a)に示される領域(b)、(c)、(d)に対応する拡大図である。図6(c)では、疲労破壊の特徴的なストライエーションが確認できた。図6(d)では、延性破壊の特徴であるディンプルが形成された。ストライエーション間隔は $0.5 \mu\text{m} \sim 1.0 \mu\text{m}$ 、ディンプルの大きさは $0.5 \mu\text{m} \sim 3.0 \mu\text{m}$ であった。

このようなナノ結晶 Ni-P 合金試験片に見られた高サイクル疲労破壊による破断面形態は、他のナノ結晶材料試験片においても同様に認められた。

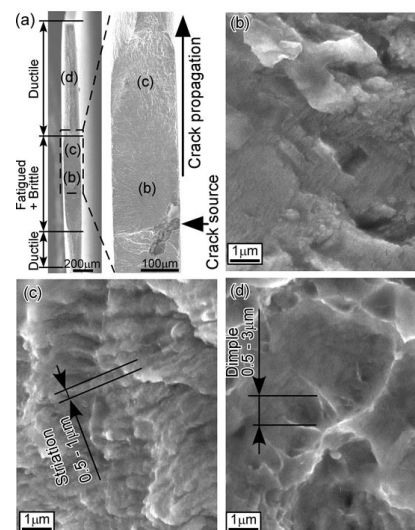


図6 電析ナノ結晶 Ni-P 合金試験片の高サイクル疲労破壊により形成された破断面の SEM 像

(4) 高サイクル疲労に伴う結晶粒組織および粒界微細組織の変化

図7は、応力振幅を324MPaとして高サイクル疲労試験を行い、負荷繰返し数が約170万回で破壊したナノ結晶 Ni-2.0mass%P 合金試験片の破断面近傍における試験片表面の粒界マップ、逆極点図および粒界相対方位差分布を示している。平均結晶粒径は450nmであり、疲労試験前の試験片の10倍にまで大きくなった。繰返し応力によって、顕著な結晶粒成長が生じたことがわかる。結晶粒方位分布は、疲労試験前の試験片と同様に、{001}に強く配向していることがわかった。小角粒界の存在頻度も非常に高い値を示したが、小角粒界の平均相対方位差は、高角度側に変化することがわかった。

図8は、図7と同一の試験片で破断面から約1.8mm離れた位置の試験片表面から得られた粒界マップ、逆極点図および粒界相対方位差分布を示している。平均結晶粒径は213nmまで成長したが、破断面近傍の表面で観察された平均結晶粒の大きさの50%以下であった。破断時に過度の応力が作用する破断面近傍において、結晶粒成長が促進されることが示された。破断面から離れた領域でも小角粒界の相対方位差が大きくなる傾向が見られた。以上の結果から、小角粒界が繰返し応力により導入された転位を吸収し高角度化しながら移動することにより、結晶粒成長が生じたことが示唆される。

ナノ結晶金属材料のこのような高サイクル疲労に伴う結晶粒成長は、本研究で作製した他のナノ結晶材料においても認められた。しかしながら、純金属であるナノ結晶 Ni 試験片では、高サイクル疲労試験前後で、35nmから40nmまでの結晶粒成長の範囲に留まった。したがって、高サイクル疲労に伴う結晶粒成長の度合いは、純 Ni 試験片に比べ Ni-P 合金試験片においてより顕著に現れた。ナノ結晶 Ni-P 合金試験片において、PはNiの粒界に偏析していることが報告されている。P(白リン)の融点は、44と低いため、疲労変形時に粒界に液相が形成されている可能性がある。このため、他のナノ結晶材料に比べ、Ni-P 合金試験片では粒界移動が促進され、結晶粒がより粗大化したものと考えられる。

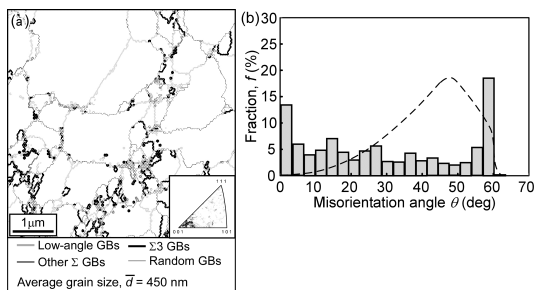


図7 高サイクル疲労試験後の Ni-P 合金試験片の破断面近傍の(a)粒界マップと(b)粒界相対方位差分布

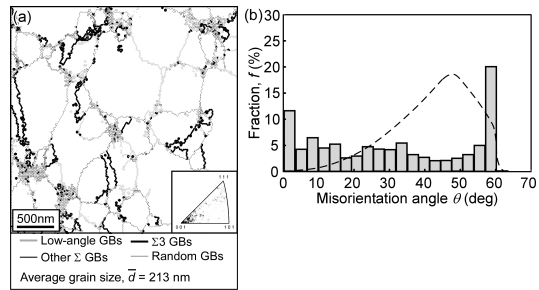


図8 高サイクル疲労試験後の Ni-P 合金試験片の破断面から 1.8mm 離れた位置における (a)粒界マップと(b)粒界相対方位差分布

(5) ナノ結晶材料の疲労特性・破壊に及ぼす粒界微細組織の影響

ナノ結晶金属材料試験片において、繰返し応力により結晶粒成長が生じた。特に、Pが過飽和に粒界偏析していたものと考えられるナノ結晶 Ni-P 合金において、結晶粒成長は顕著であり、平均結晶粒径は、破断面近傍では約450nmにまで到達した。さらに、これらの粗大化した結晶粒は互いに小傾角粒界で連結していた。著者らはこれまでの研究において、小傾角粒界では、結晶粒内の固執すべり帯が連続的に隣接する結晶粒界に伝播することを明らかにしてきた。したがって、本研究のナノ結晶 Ni-P 合金では、結晶粒径が数百 nm まで粗大化した結晶粒が小傾角粒界を介して互いに連結し、ランダム粒界で囲まれた数μm オーダーの大きさをもつ一つの結晶粒のように変形するものと考えられる。このため、変形に寄与する見かけの結晶粒径が大きくなることにより、多結晶材料に対するナノ結晶材料の疲労強度の増加率は、静的な引張強度の場合に比べ低く抑えられたものと考えられる。

さらに、高サイクル疲労試験後の破断面において数μm オーダーの間隔をもつストライエーションおよびディンプルが形成された原因も、上述の繰返し応力により結晶が粗大化したこと、高頻度の小角粒界が保持されたことに起因するものと考えられると説明づけることができる。

(6) 粒界工学に基づく電析ナノ金属結晶材料の高サイクル疲労特性の向上

本研究により、ナノ結晶金属材料の高サイクル疲労における粒界微細組織の重要性が明らかになった。特に、集合組織の形成に伴い高頻度の小傾角粒界が導入され、またそれらが疲労変形過程においても維持されることにより、ナノ結晶粒組織から予測される強度よりも低い疲労強度を示す可能性が示唆された。一方で、小傾角粒界は破壊に対して高い抵抗を示すことも知られている。したがって、粒界性格分布の最適化および異なる性格をもつ粒界の幾何学的配置、連結性の制御によって、優れた疲労強度と破壊抵抗を両立させた高性能ナノ結晶金属材料が得られる

ものと期待される。

(7) まとめと今後の展望

本研究では、電析ナノ結晶材料の高サイクル疲労特性と破壊機構を明らかにするために、数種類の電析ナノ結晶金属材料の高サイクル疲労特性、破壊機構、破断面形態および繰返し応力による微細組織変化を評価した。このように、異なるナノ結晶材料の疲労に関する体系的な研究は、申請当時ほとんど行われていなかった。

ナノ結晶材料の機械的性質に対する粒界性格分布のような粒界微細組織の影響については、現在も国内外を通じてほとんど研究が行われておらず、本研究で得られた成果は先駆的なものと言える。

一方、本研究においても繰返し応力による結晶粒成長の機構の本質的な解明には至らなかった。高サイクル疲労による結晶粒成長の抑制は、ナノ結晶材料の疲労特性向上の鍵となるものと考えられる。今後、疲労による結晶粒成長の透過型電子顕微鏡内でのその場観察などのさらなる研究が必要である。

本研究で得られた結果は、MEMS用ナノ結晶金属材料の疲労特性向上と破壊の抑制に対するナノ結晶組織制御方法の基本指針になるものとして期待できる。

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0件)

[学会発表](計12件)

小林重昭、鎌田顕行、電析ナノ結晶 Ni-P 合金の高サイクル疲労に伴う微細組織の変化、日本機械学会東北支部第47期秋季講演会、2011年9月22日、山形大学工学部

深谷拓由、倉澤靖典、小林重昭、パルスめっきにより作製したナノ結晶ニッケルの疲労特性、日本機械学会関東支部学生員卒業研究発表講演会、2012年3月9日、日本大学生産工学部

小林重昭、雲田貴大、電析ナノ結晶 Ni-P 合金の繰返し応力負荷による微細組織変化と疲労破壊、日本金属学会春期大会、2012年3月28日、横浜国立大学

深谷拓由、小林重昭、電析ナノ結晶 Ni の機械的性質に及ぼす組織の安定化熱処理の影響、日本機械学会2012年度年次大会、2012年9月10日、金沢大学

深谷拓由、小林重昭、パルスめっきにより作製したナノ結晶ニッケルの低温焼なましによる機械的性質の向上、日本金属学会秋期大会、2012年9月17日、愛媛大学

小泉有加、小林重昭、電析法によるナノ結晶鉄 - ニッケル合金の化学組成および

微細組織制御、日本金属学会秋期大会、2013年9月16日、金沢大学

深谷拓由、小林重昭、電析ナノ結晶ニッケルの微細組織形成と機械的性質に及ぼす有機添加剤の影響、日本金属学会秋期大会、2013年9月16日、金沢大学

小林重昭、深谷拓由、電析ナノ結晶ニッケル合金の高サイクル疲労に伴う粒界微細組織変化、日本機械学会材料力学部門 M&M2013 カンファレンス、2013年10月12日、岐阜大学

小泉有加、小林重昭、電析ナノ結晶鉄系合金の微細組織制御と機械的性質、山梨講演会、2013年10月26日、山梨大学

深谷拓由、小林重昭、パルスめっき法により作製したナノ結晶ニッケルの破壊機構の解明、山梨講演会、2013年10月26日、山梨大学

小林重昭、雲田貴大、電析ナノ結晶ニッケル-リン合金の繰返し応力負荷による結晶粒成長、山梨講演会、2013年10月26日、山梨大学

S. Kobayashi, T. Kumoda, S. Tsurekawa, T. Watanabe, Effect of stress cycling on grain boundary microstructure and fatigue fracture in electrodeposited nanocrystalline Ni-P alloy, THERMEC'2013 International Conference on Processing & Manufacturing of Advanced Materials, December 2, 2013, Las Vegas, US.

6. 研究組織

(1) 研究代表者

小林 重昭 (KOBAYASHI SHIGEAKI)

足利工業大学・工学部・准教授

研究者番号：00323931