

令和 6 年 6 月 6 日現在

機関番号：12701

研究種目：基盤研究(C)（一般）

研究期間：2021～2023

課題番号：21K03748

研究課題名（和文）極低温構造材料厚肉材の高強度化と耐き裂形成に優れた金属組織制御法の開発

研究課題名（英文）High strength alloy thick plates for cryogenic structural use and their microstructure control for high cracking resistance

研究代表者

梅澤 修（Umezawa, Osamu）

横浜国立大学・大学院工学研究院・教授

研究者番号：20343171

交付決定額（研究期間全体）：（直接経費） 3,200,000円

研究成果の概要（和文）：極厚材と加工熱処理材における熱処理過程と金属組織および強度特性との関係を比較検討し、結晶界面に生じる「ひずみ不整合」とそれに起因した特定の界面に生じる局所変形集中がどのような過程を経て微小き裂を形成するのか実験的検証を行った。SUS316LN鋼ベースにN固溶強化の影響を定式化するとともに、化学成分（微量元素の中心偏析）あるいは加工熱処理条件（厚さ部位での加工度）とが異なるオーステナイト鋼およびTi合金を用いて強度および靱性評価を行った。そして、高サイクル疲労強度評価から「ひずみ不整合」の要因を同定し、疲労強度改善には結晶粒微細化による「ひずみ不整合」の緩和が支配的であることを明らかにした。

研究成果の学術的意義や社会的意義

高強度・高靱性な極低温構造材料の開発では、極厚材中心部の金属組織制御を如何に行って耐き裂形成能を高めるかがその鍵を握っている。すなわち、溶質元素や析出物などの偏析や混粒組織（軟質領域と硬質領域）の形成が、内部き裂破壊現象を加速したり現出させる。本研究では、局所的な塑性変形集中が微小ポイドなどの応力集中源を形成して微視割れを引き起こし、微視組織を反映した微小き裂形成に至るき裂発生モデルについて実験的検証による新たな進展を与えた。十分な鍛圧比が得られない極厚材料における変形・破壊機構の理解と高強度材料における微小き裂形成問題に対する新たな材料組織設計指針を与え、極低温構造材料の材料開発に資する。

研究成果の概要（英文）：Microstructure and strength of extra-thick plates with different thermomechanical conditions were examined. We experimentally determined how the strain incompatibility and local deformation concentration were developed at a specific interface and generates microcracks. Namely, the effect of N solid solution strengthening on SUS316LN based steels was numerically evaluated. Then austenitic steels and titanium alloys with different chemical compositions (segregation) and heat treatment conditions (plastic strain) were characterized to determine their strength and toughness. The factors of strain incompatibility were identified through high-cycle fatigue tests, and it was clarified that the grain refinement is dominant to improve the fatigue strength.

研究分野：金属組織学

キーワード：極低温構造材料 微小き裂形成 ひずみ不整合

様式 C - 19、F - 19 - 1 (共通)

1. 研究開始当初の背景

日本の核融合原型炉設計 (DEMO) では、超伝導コイル容器材料の 4 K 設計耐力を 1200 MPa としている。しかし、高強度極低温用鋼の開発に目処は立っていない。1980 年代に JAERI Box (4 K 耐力 1200 MPa 以上、4 K 破壊靱性値 200 MPa m 以上) が提案され、その条件を満たす極低温用鋼材 (約 1 インチ厚) を開発したが、100 mm の極厚試作材中心部の強度は規定値を満足せず、また溶接部の強度不足もあり、国際熱核融合実験炉 (ITER) コイル容器は耐力 900 MPa に変更された。これは、極厚部材中心部の強度が表面部に比べ大きく低下することによるが、一般に、極厚材の鍛圧比は小さく、鑄塊中心部の冷却速度は非常に小さい。そのため、溶質元素の偏析、結晶粒の粗大化、粒界への不純物析出などが生じ、低強度・低靱性となる。さらに、実用化を見据えたコストおよび標準化の観点から、既存鋼の改良が基本であり、溶接性や疲労特性を具備することが必須である。H2 ロケット打ち上げ失敗 (2001 年) も、疲労破壊したロケットエンジン液体水素 (20 K) ターボポンプの Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金フィンに鍛圧比の小さい鍛造材を用い、その高サイクル疲労強度 (500 MPa) は設計データ (900 MPa) から大きく低下していた。低下要因は{1121}双晶面割れによる疲労き裂発生にある。

これら極低温用材料は、窒素強化オーステナイト鋼 (FCC) や near- α 型 Ti 合金 (HCP) という低積層欠陥エネルギー合金である。極厚材であっても結晶粒の粗大化は抑えられているが、金属組織制御の違いによりき裂発生因子に変化が生じて破壊強度が大きく低下する。マクロな降伏応力以下での変形では、転位運動は主すべり面上に制限され、交差すべりが非常に困難なため、平面的な転位配列を示す典型である。しかも、その加工熱処理過程において局所的に集合組織が分布する microtexture (ミクロ集合組織) が形成され易く、塑性変形容易な軟質粒 (領域) と塑性変形困難な硬質粒 (領域) 間での外力 (変位) に対する応力の分配が異なることから、疲労変形組織が導入される軟質領域で塑性緩和が進行し、主に弾性応答した硬質領域との界面に「ひずみ不整合 = 内部応力場」が形成する。

高強度合金における疲労変形組織の形成と内部疲労き裂発生に関わる一連の研究において、低温で不均一変形が顕著な Ti 合金やオーステナイト鋼をモデル材に用い、1) 隣接粒間における飽和転位下部組織の違い (塑性変形容易な軟質領域と塑性変形困難な硬質領域) によるひずみ不整合、2) ひずみ不整合による局所変形集中と内部き裂形成、3) 疲労き裂発生点を構成するファセットの結晶方位とその形成過程について指摘した。そして、計算アプローチを用いた微小き裂成長によるファセット形成の裏付けより、ひずみ不整合を生じた界面にポイド状空隙 (微小欠陥) が形成し、硬質粒内での微小き裂成長、隣接する結晶粒への微小き裂進展あるいは合体を経て主き裂選択 (き裂伝播) に至る過程を提案した。間接的解析による推定に留まるものの、粒界割れあるいは粒内 (擬へき開) 割れの様相を呈する際に、すべり変形の局所集中による微小欠陥 (微小ポイドなど) の形成が局所的 3 軸応力場を与え、「ひずみ不整合」にともない隣接結晶粒のすべり面分離を引き起こすと考える。

2. 研究の目的

極低温下で局所的な繰返し変形集中に起因する微小き裂形成問題について、実験的検証による新たな進展を与えることを意図している。疲労き裂を構成するファセットは脆性的破面様相を呈するが、本研究では、局所的な塑性変形集中が応力集中源 (微小ポイドなど) を形成して微視割れを引き起こし、微視組織を反映したファセット形成に至る新たな考えに依拠している。結晶方位や可動転位分散状態により結晶粒単位の塑性ひずみ量は異なり、結晶粒界におけるミスフィット塑性ひずみは弾性的に適合されるので、結晶粒単位の内部応力 (粒応力) が生じる。特に、極小ひずみ量を繰返し付与する場合は、優先変形モードへの限定と疲労軟化を伴う変形構造の準安定化によって、き裂形成に粒応力の果たす役割が大きい。すなわち、飽和転位下部組織を有する結晶粒と主に弾性応答した隣接結晶粒との界面に「ひずみ不整合 = 内部応力場」が形成し、特にミクロ集合組織 (硬質領域と軟質領域) の領域間において顕在化する。そして、軟質粒にポイド状空隙 (微小欠陥) の形成を検出し、微小き裂面に対応する硬質粒の擬へき開割れに必要な応力集中箇所と応力 3 軸度を与えるき裂核の機能と局所的塑性変形が支配する微小き裂形成機構を考える。そして、どのような材料組織因子を制御することが、極低温用構造材料の厚肉材におけるひずみ不整合状態を緩和し、耐き裂形成に対して有効か、疲労損傷組織のリセッティングの観点から検討する。

3. 研究の方法

すべり系の制限および交差すべりの抑制が厳しく、元素拡散の生じない極低温域では、繰返し変形に伴う変形組織とひずみ不整合の形成、ポイド状空隙形成に至る局所変形集中、ポイド状空隙を応力集中箇所とした隣接粒への微小き裂形成による脆性的き裂が破壊強度および靱性を大きく左右する。そこで、以下の 4 項目から実験的解明を実施した。すなわち、加工熱処理条件が異なるオーステナイト鋼および Ti 合金を用い、どのような金属組織パラメータが極低温での変形能と耐き裂形成に有効かを明らかにし (項目 (1))、「ひずみ不整合」による局所的な塑性変形

集中がどのように応力集中源(局所的3軸応力場)を形成して微視割れに至るかの微小き裂形成機構(項目(2)~(3))と、可動転位分散組織制御などにより「ひずみ不整合」を緩和する極低温用材料の金属組織設計指針(項目(4))の提案である。

(1) 極低温下での強度とき裂形成

DEMO 候補材料として最有力な XM19 鋼 (22Cr-12Ni-5Mn-0.2V-0.2Nb-0.3N, mass%) および最も汎用される 316LN 鋼の実機スケール部材を供試材とした。XM19 鋼については加工履歴の異なる 100 mm 極厚板 (ETP)、30 mm 厚板 (TP)、冷間溝圧延 (RB) 材に種々の熱処理を施し、強度特性 (4 K, 77 K, 293 K) に及ぼす加工熱処理条件と試験片採取位置の影響を明らかにした。引張破面形態、二次き裂観察、(Nb, V)炭窒化物や Nb 偏析など、低エネルギー破壊の組織因子について明らかにした。316LN 鋼では 4 K 破壊靱性試験片のき裂先端部における変形組織とマルテンサイト変態について解析を行い、破壊靱性値およびき裂進展挙動との関係を明らかにした。また、Cr, Mo, Mn, N 量を増量した極厚試作材について、4 K における引張試験および破壊靱性試験、および変形および破壊特性の解析評価を行い、N 固溶強化の影響を定式化した。

(2) 第 2 相および析出物近傍に形成するボイド状空隙と微小き裂との関係

再結晶 相 (硬質) 領域と回復 相 (軟質) 領域からなるミクロ集合組織を呈する near- α 型 Ti 合金では、2 つの領域間に生じるひずみ不整合に起因して α 相 (HCP) 界面に分散する軟質相 (BCC) にボイド状空隙が形成し、その応力集中箇所から硬質 相内に粒内き裂を生じる。ボイド状空隙が切り欠きと同様なき裂先端での 3 軸応力場とすべり集中を与えるのであれば、すべり面分離が考えられる。そこで、再結晶・等軸 粒の (0001) を応力軸に平行に配向させた near- α 型 Ti 合金を用いて 77 K 高サイクル疲労特性を評価した。

一方、部分再結晶処理を施したオーステナイト鋼の 77 K 高サイクル疲労強度は、それぞれの溶体化処理材よりも著しく改善するが、高サイクル疲労強度低下をもたらす内部疲労き裂発生そのものを回避するには至っていない。XM19 鋼の 77 K 高サイクル疲労特性評価を行い、繰返し変形で生じる微小き裂とボイド状空隙について検証した。

(3) 軟質領域と硬質領域との界面に形成するボイド状空隙

Ti-5Al-2.5Sn 合金は Al 添加により変形双晶の発生が抑制される合金系であるとともに、引張応力場で一般的な $\{10\bar{1}2\}$ 双晶はき裂発生要因として選択されない。4 K 疲労変形中に何故 $\{11\bar{2}1\}$ 変形双晶が誘起されて双晶面割れを引き起こすのかは不明である。そこで、2 種の変形双晶界面近傍における主すべり面 $\{10\bar{1}0\}$ の駆動とボイド状空隙形成について実験検証を進め、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶が軟質領域として働き、母相 (硬質領域) との双晶面分離に至る機構について明らかにした。

一方、オーステナイト鋼では、すべり面が異なる $\{111\}$ <110> 不均一すべりの組み合わせにより他の $\{111\}$ 面 (すべりは生じない) に垂直な応力場が残留し (軟質領域)、隣接粒 (硬質領域) との結晶粒界に「ひずみ不整合」と粒界面を開口する粒応力が形成するが、項目(2)の結果を合わせ、局所的な塑性変形集中がどのように応力集中源であるボイド状空隙を形成して微小き裂に至る機構について提案した。

(4) 可動転位分散組織制御によるひずみ不整合の緩和

異なる加工熱処理条件下での変形・破壊特性を比較し、析出物および第 2 相の分散、結晶粒径、結晶粒方位分布、可動転位の均一分散が、耐き裂形成に対してどのように有効か、疲労損傷組織のリセティングの視点から検討を進める。そして、一連の疲労き裂形成素過程を結びつけた微小き裂形成機構を提案し、内部疲労き裂発生を抑制する金属組織制御への適用に結びつける。すなわち、飽和転位下部組織形成における一部損傷の回復と隣接界面におけるひずみ不整合状態の緩和とその後の内部疲労き裂発生の抑制に、どのような高温変形あるいは前損傷と回復処理 (熱処理) の組み合わせが適切なかを検証を試みた。

4. 研究成果

極厚材と加工熱処理材における熱処理過程と金属組織および強度特性との関係を比較検討し、結晶界面に生じる「ひずみ不整合」とそれに起因した特定の界面に生じる局所変形集中がどのような過程を経て微小き裂を形成するのか実験的検証を行った。SUS316LN 鋼ベースに N 固溶強化の影響を定式化するとともに、化学成分 (微量元素の中心偏析) あるいは加工熱処理条件 (厚さ部位での加工度) とが異なるオーステナイト鋼および Ti 合金を用いて強度および靱性評価を行った。そして、高サイクル疲労強度評価から「ひずみ不整合」の要因を同定し、疲労強度改善には結晶粒微細化による「ひずみ不整合」の緩和が支配的であることを明らかにした。以下に概要をまとめる。

(1) 極低温下での強度とき裂形成

XM19 鋼では、ETP 材 1/2 厚位置 (板厚中心) および 1/4 位置、RB 材から採取した円柱試験片を用いて加工温度における圧縮変形挙動を評価し、1/2 厚位置における変形応力は大幅に小さい。ETP 材の破断伸びおよび絞り値は、4 K において急激に低下するが、特に 1373 K 溶体化処理した ETP 1/2t 材は、77 K においても延性の低下が著しい。4 K および 77 K 引張破面は、極めて平

平坦なディンプル状破面を呈し、破面上にはNb 偏析が検出された。ETP 材では、中心偏析したNb の熱間圧延プロセスにおける拡散が不十分であり、板厚中心にNb が偏析する。また、1373 K 溶体化材では、析出したNb 炭窒化物がき裂発生点を与え、延性低下(早期破断)した。すなわち、ETP 材は、4 K においてネッキング部に变形集中して破断に至る变形挙動を示した。一方、1373 K 溶体化処理したRB 再結晶材では、試験片平行部全域に複数のネッキングが生じ、一様伸びが増大した。図1 に示すように、RB 再結晶材の0.2%耐力と結晶粒径とはHall-Petch の関係で整理できた。窒素固溶強化のため、直線関係の傾きであるHall-Petch 係数は、試験温度が低くなるにつれて増大した。ETP 材の0.2%耐力もHall-Petch の関係をほぼ満足しており、XM-19 鋼の極低温引張強度の向上には、結晶粒微細化が有効である。

実機スケール部材から取得した316LN 鋼を用いた4 K 破壊靱性試験片のき裂先端部における変形組織とマルテンサイト変態について解析を行い、破壊靱性値およびき裂進展挙動との関係を明らかにした。破壊靱性値が低い場合は、活動すべり系が主すべりに制限されており、不均一変形とき裂成長に伴う局所的な大きな内部応力がき裂先端に生じた。そのため応力誘起マルテンサイト変態が生じ、複数のバリエーションを伴う「マルテンサイトリーフ」が応力緩和を担った。破壊靱性値が高い場合は、2 次すべり系をはじめとする多重すべり、変形双晶、「マルテンサイト」を含む微小すべり帯が発達した。き裂先端の塑性域ではすべり帯交差部にひずみ誘起マルテンサイト変態が生じ、微細な「マルテンサイト」が分散した。すなわち、塑性変形はより均一な状態で生じており、局所的な内部応力は小さい。以上から、破壊靱性はせん断帯や変形双晶として現れる塑性域の形成の違いに依存する。「マルテンサイト」自体は、き裂進展や破壊靱性の低下にはほとんど関与せず、き裂進展に伴うき裂先端の応力場を緩和した。

したがって、316LN 鋼の合金設計では、Ni, Mn, Mo 量を高く、N 量を低くして、積層欠陥エネルギーを高めることがより高い破壊靱性を得るのに適している。そこで、Cr, Mo, Mn, N 量を増量した極厚試作材について、4 K における引張試験および破壊靱性試験、および変形および破壊特性の解析評価を行い、窒素量が0.10-0.30 mass%の316LN 鋼では、0.2%耐力とC+N 量に線形関係を導いた。そして、積層欠陥エネルギー及びオーステナイト安定性(Md₃₀)に基づいて、破壊靱性が高く、窒素の固溶限を高めるMn, Cr, Mo 量を設計し、0.2%耐力1200 MPa と破壊靱性値200 MPa m 以上を示す試作材の開発に成功した。

(2) 第2相および析出物近傍に形成するポイド状空隙と微小き裂との関係

再結晶・等軸 粒の(0001)を応力軸に平行に配向($\{10\bar{1}0\}$ 繊維集合組織)させたnear- α 型Ti 合金を用いて77 K 高サイクル疲労特性を評価した。高サイクル疲労破壊を支配する(0001)擬へき開割れが抑制され、高サイクル疲労強度の改善が得られた。しかしながら、 α 相(HCP)界面に分散する軟質な β 相(BCC)にポイド状空隙が形成し、その応力集中箇所から硬質 α 相内に粒内き裂を生じた。結晶粒、 α/β 界面において、多数の微小き裂が検出された。粒微小き裂は隣接する β 粒底面に沿って成長した。これは、 β 粒のc軸が荷重軸にほぼ垂直に配向しているためである。 $\{10\bar{1}0\}$ 繊維集合組織は、基底面ファセットの形成と基底面上でのその成長を妨げる。 β 粒微小き裂の周囲に応力集中が生じると、 β 粒柱面(負荷軸に対して適切な角度で傾斜)あるいは $\{10\bar{1}0\}$ ねじり粒界に沿って隣接 β 粒へ微小き裂成長が生じた。 $\{10\bar{1}0\}$ 繊維集合組織は微小き裂成長を容易にし、配列したファセットが形成され、微小き裂長さが増大した。 $\{10\bar{1}0\}$ 面にせん断応力と開口応力が重畳すると、モードII またはIII 微小き裂が形成し、隣接する β 粒の柱面にき裂成長する。このように、ポイド状空隙が局所的3軸応力場を与え、(0001)微小き裂や $\{10\bar{1}0\}$ すべり面分離を生じて微視割れに至る微小き裂形成機構を提案した。

RB 部分再結晶処理材、RB 微細再結晶材およびRB 再結晶(溶体化)処理材の77 K 高サイクル疲労特性を評価した。77 K におけるRB 再結晶材の高サイクル疲労破壊は、繰返し数10⁶ 回前後を境にして試験片表面から内部にき裂発生点に遷移し、疲労強度が低下した。一方、RB 部分再結晶処理材およびRB 微細再結晶材では、高サイクル疲労強度は著しく改善し、内部疲労き裂発生は抑制された。

(3) 軟質領域と硬質領域との界面に形成するポイド状空隙

Ti-5Al-2.5Sn 合金では変形双晶の発生が抑制されるが、4 K 疲労変形で生じた $\{11\bar{2}1\}$ 変形双晶面割れが疲労破壊起点を生じ、疲労強度の低下をもたらす。全寿命の30%ほどの繰返し数を与えた試験片では、内部に長さ50 μ m ほどの(0001)微小き裂が観察されたが、疲労破壊起点部として選択されない。 $\{10\bar{1}2\}$ 変形双晶と $\{11\bar{2}1\}$ 変形双晶とが観察されたが、ポイドが生じ、破壊起点部を与えたのは $\{11\bar{2}1\}$ 双晶のみである。母相における柱面すべりのシュミット因子 m が0.1 以下と非常に低いが、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶のそれは0.37 と高い。また、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶の m 値は母相と双晶のいずれも0.4 以上であった。これより、1) $\{11\bar{2}1\}$ 双晶内に生じた転位列が母相へ伝搬できない、2) 双晶内に二次双晶が発生することと考えられる。これより図2 に示すように、 $\{11\bar{2}1\}$ 双晶では母相/ β 双晶界面に「ひずみ不整合」を生じ、応力緩和のためにポイドが発生し、変形双晶部にポイド状空隙が形成してき裂形成に至る機構を明らかにした。

(4) 可動転位分散組織制御によるひずみ不整合の緩和

RB 再結晶材の疲労破断面直下には、数 μ m 長さの微小き裂が結晶粒界近傍に存在し、粒界近傍には、局所応力集中が検出された。オーステナイト鋼の低温疲労では、結晶粒界に転位が堆積し、

それに起因する局所応力集中と粒界割れによる内部疲労き裂発生が生じる。可動転位分散によるマクロ変形の均一化は高サイクル疲労強度改善の要因であるが、結晶粒微細化による「ひずみ不整合」の緩和の方が支配的であった。

以上より、高強度・高靱性な極低温構造材料の開発では、極厚材中心部の金属組織制御を如何に行って耐き裂形成能を高めるかがその鍵を握っていることがわかる。すなわち、溶質元素や析出物などの偏析や混粒組織（軟質領域と硬質領域）の形成が、内部き裂破壊現象を加速したり、現出したりする。本研究では、局所的な塑性変形集中が微小ポイドなどの応力集中源を形成して微視割れを引き起こし、微視組織を反映した微小き裂形成に至るき裂発生モデルについて実験的検証による新たな進展を与えた。本成果は、十分な鍛圧比が得られない極厚材料における変形・破壊機構の理解と高強度材料における微小き裂形成問題に対する新たな材料組織設計指針を与え、極低温構造材料の材料開発に資するものである。

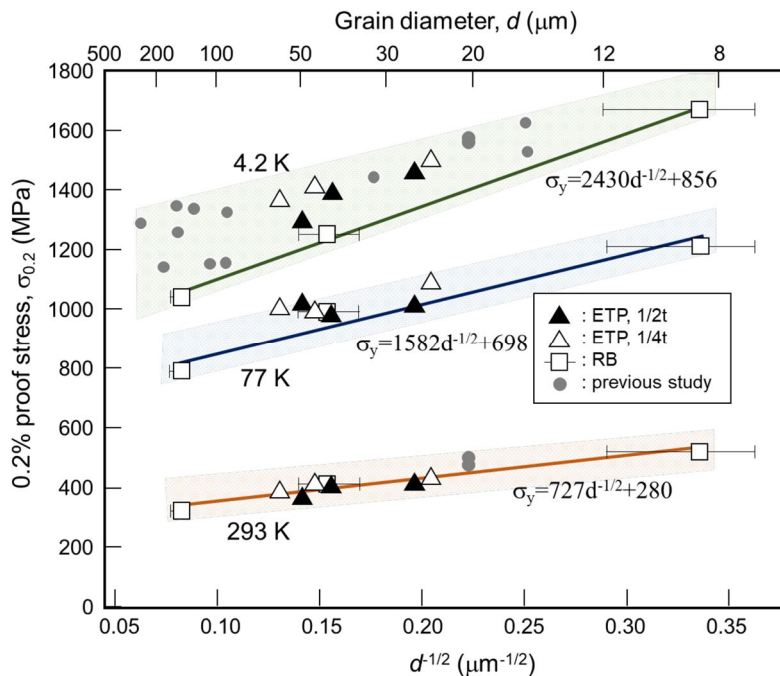


図1 RB再結晶材の0.2%耐力と結晶粒径との関係

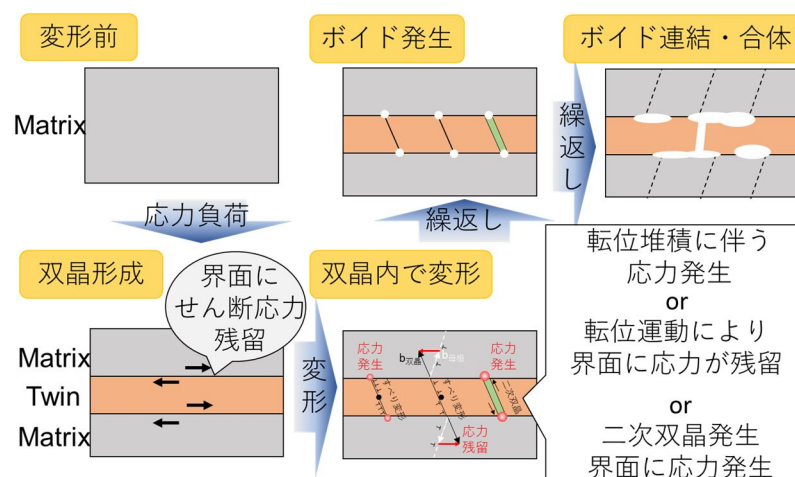


図2 Ti-5Al-2.5Sn合金の極低温における疲労き裂形成

5. 主な発表論文等

〔雑誌論文〕 計5件（うち査読付論文 5件/うち国際共著 0件/うちオープンアクセス 3件）

1. 著者名 Sakurai Takeru, Umezawa Osamu	4. 巻 862
2. 論文標題 Fracture toughness and martensitic transformation in type 316LN austenitic stainless steel extra-thick plates at 4.2 K	5. 発行年 2023年
3. 雑誌名 Materials Science and Engineering: A	6. 最初と最後の頁 144122 ~ 144122
掲載論文のDOI (デジタルオブジェクト識別子) 10.1016/j.msea.2022.144122	査読の有無 有
オープンアクセス オープンアクセスではない、又はオープンアクセスが困難	国際共著 -

1. 著者名 Kato T, Kato Y, Umezawa O, Ono Y, Yuri T, Nishimura A, Kumagai S	4. 巻 1241
2. 論文標題 Tensile Properties of 22Cr-12Ni Austenitic Stainless Steel Thick Plates and Bars at Cryogenic Temperatures	5. 発行年 2022年
3. 雑誌名 IOP Conference Series: Materials Science and Engineering	6. 最初と最後の頁 012001 ~ 012001
掲載論文のDOI (デジタルオブジェクト識別子) 10.1088/1757-899X/1241/1/012001	査読の有無 有
オープンアクセス オープンアクセスとしている (また、その予定である)	国際共著 -

1. 著者名 Umezawa Osamu, Li Weibo	4. 巻 62
2. 論文標題 Effects of Crystallographic Texture on Subsurface Fatigue Crack Generation in Ti-Fe Alloy at Low Temperature	5. 発行年 2022年
3. 雑誌名 ISIJ International	6. 最初と最後の頁 593 ~ 601
掲載論文のDOI (デジタルオブジェクト識別子) 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2021-381	査読の有無 有
オープンアクセス オープンアクセスとしている (また、その予定である)	国際共著 -

1. 著者名 Nishimura Arata, Ono Yoshinori, Umezawa Osamu, Kumagai Susumu, Kato Yohko, Kato Tetsuya, Yuri Tetsumi, Komatsu Masayuki	4. 巻 30
2. 論文標題 Study on development policy for new cryogenic structural material for superconducting magnet of fusion reactor	5. 発行年 2022年
3. 雑誌名 Nuclear Materials and Energy	6. 最初と最後の頁 101125
掲載論文のDOI (デジタルオブジェクト識別子) 10.1016/j.nme.2022.101125	査読の有無 有
オープンアクセス オープンアクセスとしている (また、その予定である)	国際共著 -

1. 著者名 Sakurai Takeru, Umezawa Osamu	4. 巻 136
2. 論文標題 High-strength and high-toughness austenitic stainless steels based on type 316LN at 4.2?K	5. 発行年 2023年
3. 雑誌名 Cryogenics	6. 最初と最後の頁 103762 ~ 103762
掲載論文のDOI (デジタルオブジェクト識別子) 10.1016/j.cryogenics.2023.103762	査読の有無 有
オープンアクセス オープンアクセスではない、又はオープンアクセスが困難	国際共著 -

〔学会発表〕 計9件 (うち招待講演 1件 / うち国際学会 6件)

1. 発表者名 Klaus-Peter Weiss, Arata Nishimura, Yoshinori Ono, Ignacio Aviles Santillana, Stefano Sgobba, Osamu Umezawa, Robert P. Walsh
2. 発表標題 Structural material challenges for fusion magnets
3. 学会等名 32nd Symposium on Fusion Technology (国際学会)
4. 発表年 2022年

1. 発表者名 Osamu Umezawa
2. 発表標題 Subsurface fatigue crack generation due to strain incompatibility and its microstructural factors
3. 学会等名 Advanced Materials World Congress (招待講演) (国際学会)
4. 発表年 2022年

1. 発表者名 Muhammad Edgar Bratasena, Osamu Umezawa
2. 発表標題 Microstructure evolution of 22Cr-13Ni austenitic stainless steel under high temperature uniaxial compression
3. 学会等名 日本鉄鋼協会第185回春季講演大会
4. 発表年 2023年

1. 発表者名 Tetsuya Kato, Yoko Kato, Osamu Umezawa, Yoshinori Ono, Arata Nishimura, Susumu Kumagai, Tetsumi Yuri
2. 発表標題 Tensile properties of XM-19 austenitic stainless steel thick plates and bars at cryogenic temperatures
3. 学会等名 2021 Cryogenic Engineering Conference and International Cryogenic Materials Conference (国際学会)
4. 発表年 2021年

1. 発表者名 Arata Nishimura, Yoshinori Ono, Osamu Umezawa, Susumu Kumagai, Yohko Kato, Tetsuya Kato, Tetsumi Yuri, Masayuki Komatsu
2. 発表標題 Study on new cryogenic structural material for fusion DEMO superconducting magnet
3. 学会等名 International Conference on Fusion Reactor Materials (国際学会)
4. 発表年 2021年

1. 発表者名 加藤徹也, 梅澤修, 小野嘉則
2. 発表標題 Fatigue and fracture of 22Cr-13Ni-(Mn,Mo,Nb,V) austenitic stainless steel at 77 K
3. 学会等名 日本鉄鋼協会第183回春季講演大会
4. 発表年 2022年

1. 発表者名 旭将太郎, 梅澤修, 小野嘉則, 内野隆志
2. 発表標題 Ti-5Al-2.5Sn ELI合金の極低温疲労き裂発生に及ぼす応力比の影響
3. 学会等名 日本鉄鋼協会第187回春季講演大会
4. 発表年 2024年

1. 発表者名 Muhammad Edgar Bratasena, Tetsuya Kato, Osamu Umezawa, Yoshinori Ono, Masayuki Komatsu
2. 発表標題 High-cycle fatigue strength of 22Cr-12Ni austenitic stainless steel at 77 K
3. 学会等名 2023 Cryogenic Engineering Conference and International Cryogenic Materials Conference (国際学会)
4. 発表年 2023年

1. 発表者名 Takeru Sakurai, Osamu Umezawa, Yoshinori Ono
2. 発表標題 Strength and fracture toughness of type 304 and 316 austenitic stainless steels at 4.2 K
3. 学会等名 2023 Cryogenic Engineering Conference and International Cryogenic Materials Conference (国際学会)
4. 発表年 2023年

〔図書〕 計0件

〔産業財産権〕

〔その他〕

-

6. 研究組織

氏名 (ローマ字氏名) (研究者番号)	所属研究機関・部局・職 (機関番号)	備考
---------------------------	-----------------------	----

7. 科研費を使用して開催した国際研究集会

〔国際研究集会〕 計0件

8. 本研究に関連して実施した国際共同研究の実施状況

共同研究相手国	相手方研究機関
---------	---------