極低温高サイクル疲労における変形と破壊

長 井 寿* 梅 澤 修** 石 川 圭 介***

1. は じ め に

極低温においても構造部材の安全性確保のために疲労特性評価が重要である⁽¹⁾。しかし、極低温試験は一般に実験が困難であり、経済的負担も大きいので、疲労データの蓄積は十分ではない。20 K(液体水素温度)までの疲労データ(主に高サイクル疲労、一部き裂伝播速度)については、液体水素ロケットでの使用を想定したかなりまとまったものが米国で求められている⁽²⁾が、4 K(液体ヘリウム温度)での疲労データは限られている⁽³⁾⁻⁽⁸⁾。

平滑試験片での高サイクル疲労試験(ここでは荷重制御で比較的長寿命側疲労特性の評価を行う試験を指すことにする)を想定した場合、疲労現象を材料学的に検討するためには、変形集中による損傷過程、き裂発生(ステージⅠ)、主き裂の伝播(ステージⅡ)、急速破断(ステージⅢ)の各段階に分けて検討すべきである。しかし極低温疲労をこのように材料学的に検討した例は著者ら⁽⁹⁾⁻⁽¹²⁾以外では稀⁽³⁾で、多くはデータの取得に終わっている。

極低温疲労では表面酸化、固体内拡散などの影響がほとんど無視できる条件下での試験が可能と考えられるので、そこでの変形、破壊挙動を明らかにできれば、室温等を含めた疲労現象全般の統一的解釈に大きく寄与できる可能性を秘めている。しかし、極低温特有の問題点、例えば(1)低温での強度上昇(パイエルスポテンシャルの上昇)、脆化現象などの変形、破壊様相の変化と(2)試験片発熱の顕著化を考慮する必要がある。相変態が大きな影響を及ぼす準安定オーステナイト系鋼などの合金もある。しかし極低温疲労

の基本現象をまず解明する観点から、本稿ではすべり変形が主体とみなせる場合に絞ってデータを整理している。

疲労試験においては、荷重形式(軸荷重あるいは曲げ荷重)、応力比(最小荷重/最大荷重)など種々の因子が試験結果に影響を及ぼす。著者らは試験装置設計の容易さ、将来の解析の容易さを考慮して、軸荷重試験のみを実施している。

以上の前提条件において本稿では、著者らの成果を基礎に従来のデータをまとめ、極低温高サイクル疲労に関する材料学的検討の到達点を明確にしたい。

2. 繰返し変形による試験片の発熱

例えば米国 NBS のデータ⁽¹³⁾によると310S 鋼、チタン合金(Ti-6Al-4V)の比熱は室温で共に約 $350 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ であるのに対して、4 K ではそれぞれ約 $2, 0.2 \text{ J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ となる。熱伝導率($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)については310S 鋼で15.0(室温)、0.3(4 K)、チタン合金(Ti-5Al-2.5Sn)で8.0(室温)、0.4(4 K)である。

低比熱であることは、熱への変換率を同程度と仮定すると同量の塑性変形に対して、極低温では室温と比べて 10^2 から 10^3 倍の温度上昇の可能性を示唆し、低熱伝導率であることは熱の放散を妨げ、局所的な発熱の発生を示唆する。

極低温に特有なセレーシヨン変形が引張試験などにおいて一般的に観察されるが、緒形らの試験片発熱測定⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾、柴田による計算機シミュレーション⁽¹⁶⁾などによって平滑引張試験片では1回1回のセレーシヨンが数十 K 以上の温度上昇を伴った局所的な変形であることが明らかにされている。

セレーシヨンが生じない場合でも、塑性変形による試験片の発熱は無視できない大きさといえる。事前評価のために各種材料で荷重制御繰返し変形時の温度上昇が応力レベル、周波数をパラメーターとして測定されている⁽⁴⁾⁽¹⁵⁾。図1は緒形らの測定データ⁽¹⁵⁾によるもので、温度上昇度が応力、周波数の増加と共に急速に高くなることを分かりやすく示している。長寿命側の破断試験は図2⁽⁶⁾に示すように多くは最高繰返し応力が降伏強さ以下となる。したがって、試験片発熱をせいぜい1 K に抑えるとすると、低応力となる長寿命側試験においてすら試験周波数は数 Hz

* 金属材料技術研究所筑波支所第1研究グループ主任研究官

** 金属材料技術研究所筑波支所第1研究グループ第6サブグループ研究員

*** 金属材料技術研究所筑波支所第1研究グループ第6サブグループリーダー

Deformation and Fracture Behavior in High Cycle Fatigue at Cryogenic Temperatures; Kotobu Nagai, Osamu Umezawa, Keisuke Ishikawa (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, Tsukuba)

Keywords: high cycle fatigue, cryogenic temperature, specimen heating, dislocation structure, internal crack initiation, fatigue strength

1991年3月19日受理

図1 試験片の発熱に及ぼす繰返し周波数の影響。

図2 Ti-6Al-4V 合金の (Normal, 圧延材) の S-N 線図。

以下に設定する必要がある。

このような検討に基づいて、著者らの 4 K データ (図 2 はその一例) は基本的には 4 Hz で求めている。他においては高応力と低応力において試験周波数を別々に設定し、試験片発熱と効率的な試験実施を両立させようとしている実施例⁽³⁾もある。一方、試験片発熱に留意せず、短時間終了のみを意図した高周波数 (約 80 Hz というものもある) 試験も過去に一部ある。しかしその場合はデータの信頼性は極めて薄いと言わざるを得ない。

3. 変形とき裂発生

(1) 疲労変形組織

すべり変形が支配的な場合には、概念的に区別された、固執すべり帯、転位のセル組織、planar な転位配列の三つの変形組織の形成が考えられる。どれが形成されるかは

(1) 交差すべりの難易度、(2) 応力振幅またはひずみ振幅の大きさに依存する⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。本稿では、相変態や変形双晶の影響の少ない Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金⁽⁹⁾ (hcp, α チタン合金) と 32Mn-7Cr 鋼⁽¹⁰⁾ (fcc, 素素強化高マンガンオーステナイト鋼) の疲労変形組織について紹介する。

(i) α チタン合金 (hcp)

純チタン単結晶での単軸引張下における変形機構⁽¹⁹⁾⁻⁽²²⁾および転位芯構造⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾は明らかとなってきた。すなわち、低温での支配的な変形モードは $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (柱面) すべりであり、他に可能な主すべり系として $\{0001\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (底面), $\{10\bar{1}1\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ (錐面) がある。変形双晶は主に $\{11\bar{2}2\}$ 双晶で、低温ほど生じやすい。また低温変形における柱面すべりは、熱活性化支配であると考えられている。

α チタン合金の変形機構⁽²⁶⁾⁻⁽²⁸⁾は基本的には純チタンの場合と同様であるが、酸素と Al が変形組織に大きく影響する⁽²⁹⁾⁻⁽³⁴⁾。酸素は変形双晶を抑制するとともに、転位の形状を wavy から planar へと変化させる。Al の固溶も変形双晶を抑制し、wavy から planar なすべりへの変化を生じさせる。約 6 mass% Al で planar な転位列を形成する。このため、c 軸方向の変形には錐面上の $\langle c+a \rangle$ 転位が導入されるが、 $\langle c+a \rangle$ 転位については未だによく分かっていない。

Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金の疲労変形組織は以下のようである。すべり変形は室温から極低温まで planar であり、主に co-planar な転位列が形成される (図 3(a))。主たる変形モードは $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ であり、他に錐面すべりが観察される。 $\langle c \rangle$ 軸方向の変形に寄与する変形双晶は Al および Sn の固溶によって抑制されており、代わって錐面上に $\langle c+a \rangle$ 転位が導入されている。また、高応力域では一部に交差すべりも観察される。この交差すべりは、 $\langle a \rangle$ タイプのらせん転位が錐面上から柱面上へ交差したものである。しかし、低応力側ではすべり系の制限が顕著であり、 $\{10\bar{1}0\}$ $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ すべりのみが観察される。これは、バーガースベクトルの大きな $\langle c+a \rangle$ 転位や柱面上の $\langle a \rangle$ らせん転位の運動がそのポテンシャルから考えても容易でないことから理解される。

(ii) 高 Mn オーステナイト鋼 (fcc)

侵入型元素固溶強化された fcc 金属の場合も、低温での降伏強度の上昇を熱活性化成分の増大で理解することができる。

32Mn-7Cr 鋼 (fcc) の低温における支配的な変形は $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ すべりであり、planar な挙動を示す。変形の顕著な領域 (結晶粒) 内では 2 次すべりが起きたり、微小すべり帯が形成される。低応力側においても piled-up 転位列が粒界に堆積し、粒界に応力集中をもたらしている (図 3(b))。他に $\{111\}$ 変形双晶や ε-マルテンサイトも観察されるが支配的な変形モードではない。

以上の 2 種の合金の転位組織には、band, wall あるいは

図3 転位組織((a) Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金, 4 K, (b) 32Mn-7Cr 鋼, 77 K).

転位ループの形成は認められず、非常に交差すべし難いことが分かる。交差すべりの難しい金属では planar な転位配列が形成され、内部と表面近傍とで変形組織に差はないことが知られている⁽³⁵⁾。また両合金においては planar な転位配列の形成が応力レベルによらず起こる。ただ応力レベルが高まると、転位列が長範囲におよんだり、転位密度が高まりすべり帯形成が進む。いずれにせよ、planar な転位配列の形成は変形の不均一性が微視的レベルで著しいことを意味している。

(2) 内部き裂発生

図4は Ti-6Al-4V 合金(α - β 型チタン)および 32Mn-7Cr 鋼における疲労破壊起点近傍の SEM 写真の一例である。矢印で示した中心部から放射状にき裂伝播の形跡が認められ、疲労き裂の発生が試験片内部であることが分かる(図4(c))。図4(b),(d)に示すように、起点部は平坦で、ストライエーションや微視組織を反映した伝播様相も見られない。き裂発生点には介在物や空隙などの先在欠陥は認められない。また応力軸に対し直角でなく、主き裂面ともある角度を持っている(図4(a))。このように内部疲労き裂発生点は、低倍率的には平坦で、主き裂面上にない破壊起点全域を含んで考えたほうがよい。このような特徴から、内部き裂発生点の形成はステージ I に対応していると判断される。

図2に SEM によってき裂発生点を表面、内部に区別した一例を示してあるが、いずれの材料も低温・長寿命側において内部き裂発生となっている。表1は著者らが試験した各材料の試験温度ごとのき裂発生点と内部き裂発生の成因についてまとめたものである。各材料とも内部き裂発生は以下に見るように粒界、元素偏析、第2相、介在物等の微視組織的要因に関連した微視割れに起因している。

(i) 粒内割れ

Ti-5Al-2.5Sn ELI 合金⁽¹¹⁾は、一部に細粒 α 相と第2相からなる2相領域(細粒 α 相領域)を有している。細粒 α 相はマトリックスに比べて Al 濃度が低く、内部き裂はこの細粒 α 相領域に生成した。

Ti-6Al-4V 合金⁽¹²⁾では、内部き裂発生点は初析 α 相中のサブクラックに対応している。Ti-6Al-4V 合金においては、室温疲労においても内部き裂発生の報告⁽³⁶⁾⁻⁽³⁹⁾があり、製造条件や組織形態の違いによらず、内部き裂発生点は初析 α 相あるいは粒界 α 相に対応している。

(ii) 粒界割れ

32Mn-7Cr 鋼⁽⁴⁾の内部き裂発生点のファセットは粒界破壊の様相を呈しており、ファセット面上にはすべり線や微小すべりによるピットが観察される場合がある。本合金においては、冷間圧延を加えた場合静的破壊においても一部に粒界破面が混入し、粒界が比較的脆弱であることが分かっている⁽⁴⁰⁾。

(iii) 微小介在物

4 K における SUS316LN 鋼(冷間圧延無し)や 77 K における SUS316LN 鋼20%冷間圧延材では、低応力側において試験片内部の空隙や介在物を起点とした場合が検出された⁽⁷⁾。25Mn-5Cr 鋼は内部き裂発生点に介在物が認められ、EDS 分析の結果 Al_2O_3 と同定された⁽⁸⁾。

(3) 内部き裂発生の特徴

(i) 微視割れと主き裂選択

planar な転位配列の形成による不均一変形は、例えば

図4 内部き裂発生点((a),(b) Ti-6Al-4V Normal 合金, 4 K, (c),(d) 32Mn-7Cr 鋼, 77 K). (a)は(b)のステレオ投影による3次元表示. (d)は(c)の起点部近傍(矢印)の拡大図.

表1 き裂発生点と内部き裂発生原因.

材 料	き裂発生点			内部き裂発生原因
	293 K	77 K	4 K	
Ti-5Al-2.5Sn ELI	S	S	$S > I$	細粒 α 相
Ti-6Al-4V	$S > I$	$S > I$	$S > I$	α 相
32Mn-7Cr ST	S	$S > I$	I	粒界割れ
SUS316LN 20%Cr	S	$S > I$	I	Mo, Cr 富化領域
SUS316LN	S	S	$S > I$	空隙*
25Mn-5Cr ST	S	S	I	介在物 (Al_2O_3)*

S: 表面き裂発生, I: 内部き裂発生

$S > I$: 高応力から低応力にかけてき裂発生点が表面から内部へシフト

*: 先に欠陥

隣接する結晶粒の結晶方位の違いによって粒界等で進展を阻止されれば, その結晶粒界に堆積し応力集中を生じる. 応力集中サイトに脆弱な要因があれば, 微視割れあるいはき裂発生核(void)を形成すると考えられる.

このように生成した内部き裂は主応力軸に直角ではなく, その後の主き裂面上にもない. Ti-6Al-4V 合金では応力によっては複数の初析 α 相サブクラックが生じ, それらが成長・連結して主き裂になっていく過程も観察された. すなわち, 内部き裂発生は局部応力の支配下で起こり(ステージ I), 主応力の支配下に入った段階(ステージ II)から主き裂として成長していくと考えられる. したがって, 内部き裂発生点の大きさ(f_s : 内部き裂発生点を主き裂伝播面に投影した際の幅)は応力レベルに依存し, 低応力ほど大きくなる. このことを, 北川ら⁽⁴¹⁾の疲労限が試験片表面の微小欠陥の大きさに依存するという結果を拡張して考えると, き裂先端の応力集中($\Delta K_{\text{critical}}$ あるいは K_{critical})に, 温度, 応力によらない, 内部き裂が主き裂として選択されるための臨界値を想定することができる(図5)⁽¹²⁾.

(ii) 低温・低応力側における内部き裂発生の顕著化

内部き裂発生が低温, 低応力でより顕著になるという特

図5 応力振幅($\Delta\sigma$)と $\Delta\sigma\sqrt{f_s}$ の関係。

微を表1に見ることができる。しかし、この特徴がなぜ現れるのかを現状では十分説明できない。

低応力側で見られることは、高応力側で試験片自由表面に Extrusion-Intrusion を形成するような長範囲の変形機構が低応力側では有効に働きえず、より多くの回数の繰返し変形を経て短範囲の変形機構によって微視組織の弱点を反映したステージ I き裂が生成すると定性的に推論することはできる。

低温側では特に高強度合金においては内部応力の上昇が熱活性化成分の占める割合の増加に対応するため、長範囲の変形を起こせるような応力はますます高くなるにもかかわらず、熱活性化によって短範囲の変形が可能な応力範囲は増大する。このようなことが先に述べた特徴が現れることと深く関係していると著者らは推察しているが、今後さらに詳しく検討する必要がある。

4. 長寿命側疲労強度

長寿命側疲労強度は疲労限で議論するのが望ましいが、 10^8 回程度のデータを取得することは困難である。よってやむなく 10^6 回疲労強度(以後単に疲労強度という)でもって議論することにする。

ここでは室温から 4 K までの著者らのデータ⁽⁵⁾⁻⁽⁸⁾に、室温から 20 K までのデータを集録した文献⁽²⁾のハンドブック(1968)からのデータ(疲労強度は各 S-N 線図から、強度は各温度-強度曲線から読み取った)を加えたものを基礎に議論する。

(1) 試験温度の影響

温度低下は一般には強度上昇をもたらす。

一部の合金では温度低下によって早期破断などの脆化が起り降伏強さなどの「低下」、しかもある温度低下での疲労強度低下も観察される。しかし、これが延性-脆性遷移と対応しているかどうかについては確認されていない。

早期破断等の脆化が現れず低温ほど降伏強さなどが上昇する場合でも、一部のチタン合金(Ti-6Al-4V 合金)のよう

図6 Ti-6Al-4V 薄板材の 10^6 回疲労強度。
(K_t は応力集中係数)

に、ある温度以下で疲労強度が低下傾向を示すことがある(図6)。著者らの検討⁽⁶⁾⁽¹²⁾では内部き裂発生が現れやすい微視組織を持つ材料で起こる現象であることが示唆されている。

その他、一般の場合には疲労強度は低温ほど上昇している。図7から9は同じ荷重形式、応力比条件ごとに疲労強度をその温度の引張強さの関数として、整理したものである。図には室温から 20 K(もしくは 4 K)の温度領域のデータを材料の種類をパラメーターとして示している。平滑材について同じ種類の材料で括ってみればそれぞれが原点を中心とする扇形領域内にまとまって分布しているのが分かる。さらに同一材料で見れば図8中の Ti-5Al-2.5Sn や超合金のように各温度のデータが原点を通る1本の直線の上にはほぼ並んでいる。領域内でのばらつきが大きいように見えるものも、例えば図7中のフェライト系鋼のデータを詳しく見ると高張力鋼が傾き0.4の直線付近に、ニッ

図7 曲げ荷重、応力比 $=-1$ の場合の 10^6 回疲労強度と引張強さの関係。

図8 軸荷重，応力比 -1 の場合の 10^6 回疲労強度と引張強さの関係。

図9 軸荷重，応力比 0.01 の場合の 10^6 回疲労強度と引張強さの関係。

ケル鋼(9%Ni鋼)が傾き 0.6 の直線付近に分布しており，同一材料でみれば決してばらついていない。したがって，同じ材料における低温での疲労強度の上昇は低温での強度上昇によってもたらされたものと判断される。

(2) 材質の影響

強度レベルも材質因子の一つであるが，その影響の評価には二通りの仕方がある。一つは前項で述べた，ある材料に着目して温度変化に伴う強度変化と疲労強度変化の関係を求めることである。もう一つはある温度における各材料の強度と疲労強度の関係である。しかし，後者は本来他の材質因子(微視組織，粒径など)を一定して比較すべきものであり，単純な比較から結論を導きだすことはできない。

例えば，Ti-6Al-4V合金で不純物濃度レベルを変えた場

合，同一温度で比較すると低不純物量のものが強度は低いが疲労強度が高い場合が現れる。しかしこの場合も不純物量が疲労強度に影響を及ぼしているというより，微視組織しかも初析 α 粒径の影響が大きいと考察している。

強度レベルの影響を差し引いて他の材質因子の影響を評価するという意味では，前項で指摘した疲労強度/引張強さ比(直線の傾きは両者の比に等しい)が一般には同一材料では温度変化によらず一定である事実は非常に興味深い。ここではその比がそれぞれの材料にとって本質的なものというよりは，材質因子に依存すると考える。例えば何らかの手段で強度を上げた場合を想定して，測定データがもとの直線上にプロットされたならば疲労強度の上昇分は強度上昇によるものであり，直線より上に位置するようになれば疲労強度上昇にはほかの材質因子も寄与したと考えることができるようになる。逆に直線の下に変化すると疲労強度を低下させる材質因子の変化が生じたと推察できることになる。

図10はそのような検討例である。チタン合金のデータ(7本のS-N線図から得られたもの)は鍛造材，圧延材で分類することができる。すなわち同じ強度レベルでは圧延材の方が鍛造材より疲労強度が高いという結論(仮説)を得ることができる。これらのデータは全く同じ化学成分で製造履歴(鍛造材か，圧延材か)だけが異なる合金を含んでおり，両者の微視組織の違いが問題になる。室温のチタン合金の疲労強度が平均初析 α 粒径とホール・ペッチ型の関係にあるという報告⁽⁴²⁾があるが，鍛造材，圧延材の平均初析 α 粒径に顕著な違いは見られない⁽¹²⁾。しかし，前者では初析 α 粒が層状に整列している領域を作っているのに対して，後者ではそのような組織は熱間圧延によって破壊されて初析 α 粒がよく分散した組織になっている。これらでは初析 α 粒の割れが破壊の起点となっており，初析 α 粒の割れを引き起こすための転位の堆積長さ単位を考えると前者の組織では後者の何倍かの長い距離を想定できる。すなわち，前者の方がき裂発生に至りやすいと推察できる。以上が図10における両者の差の違いの説明とし

図10 材質依存性に基づく 10^6 疲労強度の検討。

て妥当とすれば、より短い堆積長さ単位を実現すれば疲労強度をいっそう上昇させることができることになる。

また20%冷間圧延を施した SUS316LN 鋼は他のオーステナイト鋼のデータを代表する直線から大きく下方に離れて位置している。これは、冷間圧延による強度付加が疲労強度改善に必ずしも有効でなかったことを意味し、表 1 に示したように内部き裂発生と対応している。これもき裂発生起点となった偏析部などを完全に除去するか微細分散できれば、より高い疲労強度を達成できる可能性を示唆することになる。

ところで図10では x 軸は降伏強さとなっているが、ここで検討している合金では降伏強さ/引張強さ比は温度にほとんど依存しないので本質はこれまでの図と変わりはない。しかし、合金毎にその比が違う点は指摘しておくてはならない。図10の積極的意味は材料の選択に有意義である点である。疲労強度が強度以外の材質因子にも依存するという事になれば、よりよい材料選択には本図のような整理に基づいて判断する必要性が生じるであろう。

(3) 切欠きの影響

切欠き感受性を調べたいいくつかの研究がある⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。それらに共通していることは、切欠き試験片の疲労強度は平滑試験片疲労強度に比べて大きく低下し、温度や強度にはほとんど依存しなくなることである。この傾向は長寿命側ほど顕著に現れる。そしてアルミ合金、チタン合金、高マンガンオーステナイト鋼、超合金など多くの種類の合金で確かめられている。図 6 から 8 にその一部が示されている。

この結果の解釈として、機械予き裂自体を「き裂」とみなして、これらの合金の高サイクル疲労においては「き裂発生」が疲労寿命を支配する過程であることを示す証拠という捉え方がある。約 3 前後の応力集中係数 K_t で疲労強度が下方に飽和するという結果からしても説得力のある解釈のように思われるが、若干の注意が必要である。

つまり、3 章で説明した「ステージ I」型の発生き裂と機械予き裂とは全く性質が異なるということである。少なくとも機械予き裂先端からさらに「ステージ I」型のき裂が成長していないことを確認する必要がある。先端に「ステージ I」き裂が生成している場合にも結論は変わらないが、機械予き裂が「き裂発生」を容易にすることになると解釈の内容を変えることになる。

5. お わ り に

極低温高サイクル疲労における変形、破壊現象についての材料学的検討は以上に見てきたようにようやく端緒的な成果が得られた段階である。今後は各材質因子の影響をより精力的に調べていくことを前提として、(1)高強度材料もしくは延性-脆性遷移を示す材料における脆性クラッ

ク発生と疲労強度の関係、(2)転位が極低温においても wavy な場合と planar な場合との高サイクル疲労に及ぼす影響の違い、(3)強磁場中で特に重要であるが、相変態と高サイクル疲労の関係などの解明にも取り組んでいく必要があると考えられる。

文 献

- (1) K. Yoshida, H. Nakajima, K. Koizumi, M. Shimada, Y. Sanada, Y. Takahashi, E. Tada, H. Tsuji and S. Shimamoto: *Austenitic Steels at Low Temperatures*, Plenum Press, (1983), 29.
- (2) F. R. Schwarzberg *et al.*: *Cryogenic Materials Data Handbook*, AFML-TDR-64-286, (1970).
- (3) A. J. Nachtigall, S. J. Klima and J. C. Freche: *J. Mater.*, **3**(1968), 425.
- (4) 溝口孝遠, 山本 晋, 嶋田雅夫: 「超電導・極低温基盤技術の開発に関する研究(第 II 期)報告書」, 末路科学技術協会, (1987), 70.
- (5) 長井 寿, 緒形俊夫, 由利哲美, 石川圭介, 西村 孝, 溝口孝遠, 伊藤喜昌: 鉄と鋼, **72**(1986), 641.
- (6) K. Nagai, T. Yuri, T. Ogata, O. Umezawa, K. Ishikawa, T. Nishimura, T. Takashima T. Mizoguchi, Y. Ito and H. Ohya: *ISIJ Intern.*, to be published.
- (7) 由利哲美, 長井 寿, 緒形俊夫, 梅澤 修, 石川圭介: *CAMP-ISIJ*, **2**(1989), 1372.
- (8) 由利哲美, 長井 寿, 石川圭介: *CAMP-ISIJ*, **1**(1988), 1417.
- (9) O. Umezawa, K. Nagai and K. Ishikawa: *Mater. Sci. Eng.*, **129A**(1990), 223.
- (10) O. Umezawa, K. Nagai, T. Yuri and K. Ishikawa: *Proc. the Sixth International Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, Pergamon Press, (1991), in the press.
- (11) O. Umazawa, K. Nagai and K. Ishikawa: *Mater. Sci. Eng.*, **129A**(1990), 217.
- (12) 梅澤 修, 長井 寿, 石川圭介: 鉄と鋼, **76**(1990), 924.
- (13) *Handbook on Materials for Superconducting Machinery*, Metals and Ceramics Information Center, Battelle, Columbus Laboratory, (1977).
- (14) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿: 鉄と鋼, **71**(1985), 1390.
- (15) 緒形俊夫, 石川圭介, 長井 寿, 由利哲美: 鉄と鋼, **73**(1987), 160.
- (16) 柴田浩司: 鉄と鋼, **75**(1989), 213.
- (17) M. Klesnil and P. Lukas: 金属疲労の力学と組織学, 養賢堂, (1984).
- (18) P. Lukas and M. Klesnil: *Corrosion Fatigue*, Ed. O. F. Devereux, A. J. McEvily and R. W. Staehle, NACE, (1972), 118.
- (19) E. D. Levine: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **236**(1966), 1588.
- (20) T. Tanaka and H. Conrad: *Acta Metall.*, **20**(1972), 1019.
- (21) M. P. Biget and G. Saada: *Philos. Mag. A*, **59**(1989), 747.
- (22) M. H. Yoo: *Metall. Trans. A*, **12**(1981), 409.
- (23) A. De Crecy, A. Bourret, S. Naka and A. Lasalmonie: *Philos. Mag. A*, **47**(1983), 245.
- (24) 箕西晴秀: 日本金属学会会報, **23**(1984), 515.
- (25) S. Naka, A. Lasalmonie, P. Costa and L. P. Kubin: *Philos. Mag. A*, **57**(1988), 717.
- (26) B. de Meester, M. Doner and H. Conrad: *Metall. Trans.*,

- 6A(1975), 65.
- (27) K. Okazaki and H. Conrad: *Titanium and Titanium Alloys* Ed. J. C. Williams and A. F. Belov, Plenum Press, (1982), 429.
- (28) 田上耕司, 岡崎謙二: 日本金属学会誌, **37**(1973), 307.
- (29) J. C. Williams, A. W. Thompson, C. G. Rhodes and J. C. Chesnutt: *Titanium and Titanium Alloys*, Ed. J. C. Williams and A. F. Belov, Plenum Press, (1982), 467.
- (30) D. A. Meyn and G. Sandoz: *Trans. AIME*, **245**(1969), 1243.
- (31) J. C. Williams and G. Luetjering: *Titanium '80 Science and Technology*, Ed. H. Kimura and O. Izumi, AIME, (1980), 671.
- (32) M. J. Blackburn and J. C. Williams: *Trans. ASM*, **62**(1969), 398.
- (33) N. E. Paton, J. C. Williams and G. P. Rauscher: *Titanium Science and Technology*, Plenum Press, **2**(1973), 1049.
- (34) 笹野久興, 木村啓造: 日本金属学会誌, **41**(1977), 933.
- (35) P. B. Hirsch, P. Partridge and R. L. Segallo: *Philos. Mag.*, **4**(1959), 721.
- (36) R. K. Steele and A. J. McEvily: *Engineering Fracture Mechanics*, **8**(1976), 31.
- (37) D. F. Neal and P. A. Blenkinsop: *Acta Metall.*, **24**(1976), 59.
- (38) J. Ruppen, P. Bhowal, D. Eylon and A. J. McEvily: *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675 (1978), 47.
- (39) A. Atrens, W. Hoffelner, T. W. Duerig and J. E. Allison: *Scripta Metall.*, **17**(1983), 601.
- (40) T. Yuri, K. Nagai and K. Ishikawa: *ISIJ Intern.*, **30**(1990), 639.
- (41) H. Kitagawa, S. Takahashi, C. M. Suh and S. Miyashita: *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675 (1978), 420.
- (42) J. J. Lucas: *Titanium Science and Technology*, Proc. 2nd Intl. Conf., Plenum Press, (1973), 2081.

<新刊案内>

Guidelines on Electrochemical Corrosion Measurements

European Federation of Corrosion 編

腐食における電気化学的試験法は新しい技術のもとで多様化している。本書は腐食に関するヨーロッパ連合(EFC)の物理化学的測定専門部会による報告書で, 研究者, 学生および装置設計者に電気化学的試験法に関する基本的問題点をいま一度想起してもらい, どのような実験がなされるべきか, 測定法の基準について述べたもので8章から成る。

1章 使用器具, 性能および補正: 電圧, 電流測定の基礎, インピーダンスや抵抗ノイズ等による誤差の問題など述べている。

2章 電気化学的測定セルの設計: 分極測定における3電極の相対位置の重要性, 溶液の汚染防止やガス吹き込み用セル構造を述べ, セルの材質, 温度制御, 液の流動, 局部腐食試験用セルなどについて述べている。

3章 電極の設計: 試料および対極についてその寸法, 形状効果を述べ, 電位分布, 物質移動, 熱移動の影響さらに CERT 試験や高温高圧試験について述べている。

4章 照合電極: 環境や目的に応じた選定の重要性, 補正に関する注意事項および水溶液系に用

いられる電極の例を述べている。

5章 試料準備と表面条件の影響: 試料条件(冶金学的条件, 化学組成など), 準備(大型試料からの取り出し位置, 圧延方向など), 表面仕上げ, 測定開始までのセル中での変化, 測定中に生じる変化などについて述べている。

6章 ohmic drop の評価と補償: IR drop によって生じる誤差は非補償抵抗と分極抵抗との比で決まる。これを補償する方法として interrupt method について述べている。

7章 自動測定: コンピュータによる自動測定の基本を述べ, ポテンシostat による自動測定の例を示している。

8章 野外試験: 腐食モニタ, 寿命予測, 腐食性環境の診断および環境データの収集を目的とした試験法, 注意事項およびデータの問題点などについて述べている。

各章とも基本的な事項が簡潔に書かれており, 教科書あるいは入門書としても適した本である。

(M.T.)

[21×27 cm 64頁 1990年 7,350円 The Institute of Metals(代理店; ユサコ)]