極低温用構造材料

石川圭介* 平賀啓二郎**

1. はじめに

極低温用構造材料の研究の中味を分類してみると、(1)極低温下の材料試験技術⁽¹⁾⁽¹²⁾、(2)材料特性の研究⁽¹³⁾がある。材料特性の研究は、(i)金属材料、(ii)非金属材料に分類することができるものの最近ではその差をあまり考慮しない傾向にあると同時に後者の研究の進展に目覚しいものがある^{(1)~(7)}。とはいってもその長年の実績から金属材料が主流を占めていることには変わりなく今後も続くであろう。極低温用構造材料とは真空技術、高エネルギー物理学の研究、宇宙開発に、最近では超電導利用技術においてとくに極低温[†]下で力を伝達している部分に使われている材料をここでは指すことにする。一般構造用材料より使用環境の違いにもとづき選択しうる種類は限定されるとはいってもその本質的な差はさほど大きくない⁽¹⁴⁾。具体的な用途と要求される特性についてとりまとめた結果を表1に示す⁽¹¹⁾。この方面の研究は米国のNBSを中心に精力的に推進されており現在では磁気閉じ込め核融合炉開発に必要とされる低温材料が中心課題となっている⁽⁸⁾⁽⁹⁾。以前にはやはり同じNBSを

中心とした超電導機器開発のための材料研究^{(1)~(7)}、さらにはNASAが実施した液酸液水ロケット用の軽合金を中心にした一連の研究があり実績において群を抜いている。我が国においては、この分野の研究は先端的な極限科学技術の開発に欠かせない基盤的なものと認められていながらも材料研究は主要標的とはされず各種のプロジェクト研究に内包されているため存在を明示することは難しい。しかし材料問題の重要性が高まりつつある中でこの領域の研究に対しても我が国の特徴を生かした取り組み方に期待が寄せられている。従って現状においては多くの資料を外国にたよらざるをえない。

2. 極低温における材料試験

構造用材料の選択が強さ、靱性だけで決定されないことは表1からも理解されるものの、最初に強さが調べられることには違いない。

(1) 大型(大容量)引張(圧縮、曲げ)試験

(i) 大型極低温引張試験装置

船舶、橋梁等の大型構造物の材料試験に比敵する荷重

表1 極低温構造材料の用途と必要な特性。

用途 特性	液体燃料ロケット タンク材料	磁気浮上列車 クライオスタット材料	超電導発電機 トルクチューブ材料	核融合炉用超電導 マグネット支持体材料
強靱性 軽れ強 熱伝導 疲熱伝導 非質磁 材安 容接 性	○ ◎	○ ○ ○ ○ ○ ○	◎ ○ ○ ○ ○ ○ ○	◎ ○ ○ ○ ○ ○ ○
候補材料例	アルミニウム合金 ステンレス鋼	アルミニウム合金 チタン合金 ステンレス鋼	ステンレス鋼 超合金	ステンレス鋼 超合金

* 金属材料技術研究所主任研究官

** 金属材料技術研究所研究員

Structural Materials for Cryogenic Uses ; Keisuke Ishikawa, Keijiro Hiraga (National Research Institute for Metals, Ibaraki)
1981年2月17日受理

容量1MN(100tonf)を越すものは現在のところ作られた実績は見受けられない。しかしソ連において30トン

† 液体ヘリウムの沸点、4K(厳密には101325Pa(1気圧)で4.215K)近傍の温度。

の引張装置が使われ⁽¹⁵⁾、我が国でも 0.2 MN (20 tonf) 試験が行なわれている⁽¹⁶⁾。これらの試験装置は油圧駆動のものであり、モーター駆動による試験機については 0.1 MN (10 tonf) 以上のものは見当たらない。

(ii) 多連式引張用試験治具

ヘリウムは貴重な資源でありかつ液体は高価なため極力有効に利用しようとする努力が多連式の試験を思いつかせた。この場合は装置自体が複雑になるため試験荷重の容量を大きくはとれないものの数本の試験が同じ条件で行なえるという有利さがある。とくに引張試験装置には多くの工夫がなされそれぞれにすぐれたところがある⁽¹⁵⁾⁽¹⁷⁾⁽¹⁸⁾。

(iii) 破壊靱性試験 (K_{IC} , J_{IC} , COD)

破壊靱性値が構造物の設計上考慮されるようになり極低温下でも測定が試みられるようになってきた。ほとんどの極低温機器は真空と密接な関係にあることから貫通欠陥は避けなければならない。加えて冷却効率の観点から安全係数は出来る限り小さくすることが望ましい。従って許容欠陥寸法の決定は厳しくなるものと考えられ破壊靱性値の決定も重要性が増してくるものといえよう、とくに溶接部については欠かせないものとなろう。

(2) 極低温下での疲れ試験

(i) 引張 - 圧縮試験

常温下での構造材料の寿命が疲れによって支配されていることは周知の事実であると同様極低温下でも変りはない。極低温下での疲れ試験は行なわれたが⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾、使用環境をシミュレートまたは極低温という条件を考慮に入れた試験はなかった。疲れ試験によって得られる $S-N$ 曲線が構造物の寿命を予測するには重要な資料であるにもかかわらず今だ十分なデータの収集がされていない。疲れ試験は長時間にわたるため試験片を液体ヘリウムに浸漬する方法では限界があり、長時間運転に耐える冷凍機の開発が必要とされる⁽²¹⁾。

(ii) き裂伝播試験

前者に対し比較的短時間で終了するため多くの材料について試験がなされており基本的なデータは揃っている。

(3) 極低温下の衝撃試験

(i) 浸漬・取出し法

液体窒素温度におけると同様液体ヘリウムにシャルピー試験片を浸漬した後取出す方法での試験が試みられているものの極低温での比熱が小さくなることから試験前の昇温を避けることが難しい⁽²²⁾。衝撃値の意味については今なお不明な点があるものの破壊特性を経験的に判断できる簡便な尺度として工業的に使われており膨大な蓄積もありなお捨てがたい。

(ii) 簡易クライオスタット法

液体ヘリウム容器を使わずに極低温下で試験を可能にする方法が考え出された⁽²³⁾。高分子材の断熱性と低温下での脆さを利用し、試験片を覆いその中に液体ヘリウムを定期的に流し込み冷却する方法である。特別の装置を要せずに 6 K 近くまでの低温試験を行っている。

3. 金属材料の極低温における引張挙動†

(1) 鉄基合金

(i) フェライト系鉄合金

BCC 相を主組織とした鉄合金をここではフェライト系とよぶことにする†。BCC 鉄合金は低温脆性を呈するため極低温用材料としてはそれを回避したものでなくてはならない。従って Ni を相当量含んでいることが必要である。現在のところ 4 K においてへき開破壊による低温脆性を示さない材料として、Fe-12Ni-Ti⁽²⁴⁾、Fe-13Ni-3Mo⁽²⁵⁾ および焼入れ状態の 18Ni マルエージ鋼⁽⁷⁾ が知られている。これらの材料は 4 K において破壊靱性、衝撃試験によって微視的、巨視的にも脆化することはない。試験温度の低下にともなう引張 - 伸び曲線の変化を図 1 に示す。4 K において鋸歯状の曲線を示しこの温度域において不連続変形が起っていることに対応し試験片に多重くびれが生じる。不連続変形が出現する温度は変形速度、材料によって異なるものの結晶系によらずあらゆる材料で認められている。強さは温度の低下に伴い単調に増加してゆき、それとは対象に破断絞りは減少していく。比較的強度が高く常温において伸びの少ない材料は試験温度の低下に伴い変形が均一に伝播していくため絞りの減少にもかかわらず破断伸びは増加する傾向にある。しかし極低温において不連続的な変形が開始すると伸びは再び低下することから中間温度域で最大値を示

図 1 Fe-13Ni-3Mo 合金の引張曲線上にあらわれる温度の影響。

† 引張特性を調べることは構造材料としての基本で σ_y , σ_B , ε , ϕ から CVN, K_{IC} (J_{IC}) 等も推定できる。

† 実際には熱処理を施されているためマルテンサイト相、または多少のオーステナイト相が含まれているが主要相は BCC 構造である。

す。4 Kにおいても降伏強さ、引張強さは結晶粒径の依存性を示すが、77 K、常温と比べ依存性は小さく、これが極低温においてもへき開破壊を起しにくいことにつながっている⁽²⁶⁾。

(ii) オーステナイト系鉄合金

(a) オーステナイトステンレス鋼

極低温で使用されている実績が多く信頼性において卓越しているのは 18-8 に代表される 300 番系列のステンレス鋼である。ほとんどの極低温機器はステンレス鋼でできているといっても過言でない今後も主要な位置はゆるぎないといえよう。ステンレス鋼は元来は耐食、耐熱合金として開発されたものであるが、加工性、美観に加えて各種の形状の素材が入手しやすい状態にあることと、極低温における諸特性のバランスの良さにより主流を占めている。中でも低炭素の SUS 304L がほとんどであったが、最近は核融合炉、超電導回転機等において高強度材料への要求が高まり SUS 316L 系に関心がうつりつつある。オーステナイトステンレス鋼は Ni, Cr 量によって相の安定性、磁性、強さに差を呈する。 γ 相の安定性は M_s , M_d 点により議論されるが⁽²⁷⁾、極低温における磁性については複雑な挙動を示し詳しいことは解明されていない⁽²⁸⁾。図 2 は 4 K において γ 相の不安定な SUS 304L、安定な SUS 310 および中間に存在する SUS 316 の引張曲線を示す。 $\gamma \rightarrow \alpha'$ (e) 変態によって急激な硬化は SUS 304L において顕著に見られる。SUS 310 は極低温特有の不連続変形は見られるものの室温と変らない放物線に沿った変形を示す。極低炭素ステンレス鋼は降伏強さが低いことから高強度化が要請されている。窒素添加は炭素に比べ靱性を損うことが少ないため有望視されている。図 3 は添加窒素量と降伏強さの関係を示した。強化は極低温におけるほど増大し構造材料としては

図 3 焼鈍状態のオーステナイトステンレス鋼の各温度における降伏強さに及ぼす窒素の効果⁽⁸⁾。

好ましい。またオーステナイト相の安定化と、低透磁率、低膨張率を示す Mn 添加ステンレス鋼がある。その中でも Kromarc 55 は低透磁率であることを利用して水素の泡箱容器に使われており⁽²⁹⁾、これを窒素強化した Kromarc 58 または Nitronic 系のオーステナイト鋼は高強度材料として従来の SUS 304 材に代って核融合炉材料として検討がなされている。

(b) 析出型鉄基超合金

熱的、力学的に γ 相の安定なオーステナイト鉄合金を強化した A 286 (AISI 660) も極低温において十分な延性と靱性を有している⁽⁷⁾。

(2) チタニウム合金

チタニウム合金も元来は軽量耐熱材料として開発されたものであり、極低温用構造材料は転用にすぎない。中でも Ti-5Al-2.5Sn (α 相) と Ti-6Al-4V ($\alpha + \beta$ 相) が代

図 2 典型的なオーステナイトステンレス鋼の引張 - 伸び曲線の温度による変化。

図4 Ti-5Al-2.5Sn 合金 ((a) 極低侵入元素, (b) 通常純度) の引張 - 伸び曲線の温度による変化。

表的なもので、ともに極低温の使用に耐える。後者は靱性に多少の難点はあるものの 4 K で降伏強さ 1.7 GPa, 降伏比 1.04 という高降伏点材料である。実用的には延性に富む α 単相の前者が有望視されている。図 4 に示すように極低温における延性は侵入型元素の存在によって著しく減少するため極低侵入元素の材料を構造材料として選択しなければならない。

(3) アルミニウム合金

(i) 固溶体合金

LNG タンク等の 77 K 近傍で使われている Al-Mg 合金の 5083 は極低温においても脆化することなく十分に使用に耐えられる。しかし降伏強さは温度の低下とともにほとんど変化はみられない。伸びが十分あるため強度の上昇に冷間加工が有効である。

(ii) 析出強化合金

析出強化型の Al-Cu-Mg, Al-Mg-Si 合金も極低温で十分に使用に耐えとくに液体水素容器材としては前者の 2219 合金は有力な候補材とされている。析出強化合金は固溶体合金に比べ極低温において降伏強さは増大するため高比強度の構造材料としてはチタニウム合金に次ぐものである。

(4) ニッケル基超合金

ニッケル基超合金も元来は耐熱合金であるが低温での脆性が現れないこと、強度が高いことから超電導回転機の回転胴体の候補材として検討された⁽³⁰⁾。極低温における強さが調べられているものとして Inconel X750, Inconel 718 がある⁽¹⁰⁾。その外 Inconel 600, 706, K-Monel, René 41 等が極低温で試験されている⁽³¹⁾。加工性の困難さ、需要等から我が国ではこれらの素材を入手することが難しく使用実績の報告はない。超合金では

ないがアンバーに代表される不変鋼, Inconel LEA, N1-SPANC も極低温で十分な延性を有している⁽³¹⁾。

4. 金属材料の極低温における破壊挙動

(1) 衝撃値

衝撃試験結果は延性 - 脆性遷移温度と吸収エネルギー(衝撃値, CVN) で評価される。極低温用構造材料としては脆性が現れてはならないことから CVN の温度依存性は小さいはずである。4 K 近くまでの CVN の測定がなされている材料はほとんどないのが実状である。CVN そのものは設計に組み込まれることはないが、後述する破壊靱性値との間に相関があるとされているので簡便な靱性の尺度となる⁽³²⁾。しかし 4 K 近くの極低温においては変形速度の強さ、延性への複雑な影響のため注意しなければならない点もある⁽³³⁾。

(2) 破壊靱性値

衝撃試験に比べると簡単な材料評価法とはいえないが、設計応力を算出できまたは許容欠陥寸法の定量的評価も行なえるため破壊靱性値の測定は極低温用構造材料についても必要性が高まっている。図 5 に結晶系の異なる 3 種の材料の低温における破壊靱性値 (J_{IC}) および降伏強さを示す。FCC 合金はオーステナイトステンレス鋼を始めとしてアルミニウム、鉄基、ニッケル基超合金も低温において破壊靱性値は低下しない。しかし Mn 添加したオーステナイト鋼は図 6 に見られるように温度の低下とともに破壊靱性値は低下していく⁽⁸⁾。Mn の影響については詳細な議論はされていないが省資源低温用鋼の主要添加元素であるため Ni の代替限界を明確にする必要があろう。BCC 鉄合金はすでに触れたように低温脆性があり Ni 添加によって抑制できる。破壊靱性値

図5 各種合金の破壊靱性値および降伏強さの温度依存性。

図7 フェライト系 Fe-Ni 合金の破壊靱性の温度依存性。マルエージ鋼は焼入れ状態。

図6 窒素強化したオーステナイトステンレス鋼の破壊靱性値, K_{IC} の温度依存性。

図8 チタニウム合金の破壊靱性値, K_{IC} の温度依存性。

の温度依存性において明瞭にあらわれ、図7に示される⁽⁷⁾。BCC 鉄合金の不安定破壊が発生する延性-脆性遷移は Ni 量と結晶粒径によって支配され、極低温で十分な強さを必要とされる構造物に使用するに当たって選択を誤らなければ母材については問題ない。溶接に関しても 9Ni 鋼と同等の成績は得られている⁽³⁴⁾。さらに継手効率を低下させない電子ビーム溶接には多少の問題あり今後の改善が必要であろう。BCC 鉄合金は強磁性であることと耐錆性に欠けるため超電導利用機器の中でも厳しい制限が果たせられている場合には望ましくない

といえよう。HCP 構造の Ti 合金の破壊靱性値は Ti-5Al-2.5Sn と Ti-6Al-4V については図8に示され、温度の低下に伴い減少していくが脆性破壊は起らない。極低温の引張特性においても非金属侵入元素の存在によって著しい劣化が見られたが、破壊靱性値においても対応している。極低温用構造材料の選択はまず強靱性の観点からなされる。従ってより高い強さとそれに見合った靱性を備えていることが望ましい。運転効率を極限的に追求する極低温機器においては、強靱性がシステム全体の生殺与奪を握っていることもありうる。またほとんどの極低温機器は高真空容器であるため貫通欠陥の存在は全

く許容されない。破壊力学の教えるところによると破壊靱性値と降伏強さ(設計応力に連動する)の比の2乗に最大許容欠陥寸法はほぼ等しくなる。構造物の形状、寸法により欠陥寸法は変わるが、各種材料の特性値を把握しておくことは材料選択上有益である。図9は各種材料の破壊靱性値と降伏強さを弾性率(E)で除したものの相関を示しており上限が示されている⁽⁷⁾。アルミニウム合金は構造物材料としては下位にある。オーステナイト系鉄合金は強さ、靱性について広い範囲に分布しており種類の多さを物語っている。ニッケル合金は鉄合金に含まれてし

図9 各種極低温用金属材料の破壊靱性値, J_{IC} と強さ水準, σ_y/E の相対的關係。

図10 SUS 304L の各温度における引張 - 圧縮くり返し応力下での応力と破断くり返し数との関係 (S-N 曲線)。

まうのは類似性からであろう。チタニウム合金は強さの点で鉄、ニッケル合金をしのぐものがあり有望な高強度材料である。

(3) 疲れ特性

超電導磁気浮上列車, 超電導回転機などでは 10^3 Hz

図11 A-286 の引張 - 圧縮応力下における, 疲れ破断応力とくり返し数の関係。丸棒試験片の断面直径は 1.27 cm。

図12 (a) ひずみ制御下での周波数と疲れ寿命の關係。

(b) 応力制御下での試験片の温度上昇と周波数の關係。

以上の高周波のくり返し応力の変動があり、また核融合炉においても運動の起動、停止に応じ 1 Hz 以下の低周波の応力変動が構造材料に負荷される。極低温における材料疲れのデータの収集は長期間の安全性を確保するために必要となる。極低温における疲れ試験法が確立していないため従来まちまちに実施されてきた試験結果に不一致もあり、とくに低周波数の実験については長時間行なわれた実績がなく今後の研究に待たれるところが多い。図 10 は SUS 304L の $S-N$ 曲線の温度低下に伴う変化を示している。温度の低下にともない疲れ強さは上昇していく、低温脆性を示さない材料についての特徴である。切欠等の応力集中部を有する場合の疲れ挙動は図 11 に示され、疲れ強さは低下してくる。材料により多少様子は異なるが応力集中係数がおよそ 17 以上になると疲れ強さに温度差が認められなくなる⁽³⁵⁾。 $S-N$ 曲線を得る試験では疲れ強さが降伏強さを越えていることがあり、相当量の不可逆的歪をくり返し材料に加えていることと、試験条件の制約から 10 Hz 以上の周波数で試験が行なわれた。極低温における変形は歪速度の影響を受けることは疲れにおいても変わらない。図 12 は振幅歪を制御した際の疲れ寿命の周波数依存性および各応力振幅における試料温度の上昇を示したものである⁽⁸⁾⁽³⁶⁾。0.1 Hz

を境にして試験片温度の急上昇に対応して疲れ寿命も増加することから、それ以下の周波数で疲れ試験を行なわなければ真に 4 K の疲れデータを得たことにならない。4 K における SUS 304L の歪振幅 1.5% における周波数 0.02 および 0.3 Hz でのヒステリシスループを図 13 に示す⁽⁸⁾。低周波数くり返しにおけるループの面積が広い、すなわち蓄積される損傷の多いことを示しているものといえよう。従って疲れ寿命が短くなることに対応している。歪制御した低周波疲れ曲線の温度依存性は図 14 に示され、 $S-N$ 曲線とは一致せず、低温になるほど寿命が延びるとはいえない。材料差についても図 15 に示されるように長時間の使用条件においてはその差は少なくなる傾向にある。潜在き裂が存在する場合のくり返し応力下での材料の寿命はパリスの法則、 $\Delta K = C(a/dN)^n$ (ΔK : くり返し応力拡大係数振幅, a : き裂長さ, N : くり返し数, C, n : 定数) で推定され、極低温におけるき裂伝播特性についても適用される。図 16 は代表的な材料について、弾性定数で除した応力拡大振幅で比較したもので低温脆性を明瞭に示す 9Ni 鋼を除いて一群となった分布をしている。18Ni マルエージ鋼もこの領域に含まれる。窒素添加の高強度オーステナイトステンレス鋼の有望性は先に述べたが、き裂伝播速度について

図 13 4 K における SUS 304 の応力 - ひずみヒステリシスループ

	くり返し周波数 (Hz)	くり返し数 (回数)
(a)	0.02	1~2
(b)	0.02	3~20
(c)	0.3	1~108

図 14 ひずみ制御下の SUS 304 の各温度におけるひずみ振幅と疲れ寿命との関係。

図 15 ひずみ制御下の オーステナイトステンレス鋼の 4 K におけるひずみ振幅と疲れ寿命との関係。

図 16 各種低温用構造材料の 4 K におけるき裂伝播速度と弾性率 E で除した応力拡大係数振幅との関係。

通常のオーステナイトステンレス鋼と比較した結果が図 17 である⁽⁸⁾。窒素量による変化は認められなく、代替 Mn による Ni 量の減少がき裂伝播速度の増加の原因といえる。

図 17 窒素強化した オーステナイトステンレス鋼と従来の オーステナイトステンレス鋼のき裂伝播特性の比較。

(4) 破面の様相

極低温下の破面の観察が系統的に行なわれていないため断定的なことは述べられないが、巨視的な不安定脆性破壊を呈さない材料は結晶構造によらずへき開破面を微視的には示していない。例えば BCC 鉄合金でも Ni 量の添加により巨視的に低温脆性を抑えるならば 4 K において引張破断においてもさらに厳しい破壊靱性試験の破面においてもデンプル状の延性破壊で破面は構成されている⁽³⁷⁾。同じ BCC 構造の β 型 Ti 合金についてもへき開破面は低温で認められていない⁽³⁸⁾。また低 Ni のオーステナイトステンレス鋼は低温変形によりマルテンサイト変態により BCC 構造の α' 相が生成されるけれども極低温で破断した際へき開破面は観察されない。変態が破壊靱性に有害な影響を及ぼしていないことも付け加えておく⁽⁷⁾。

5. 極低温用構造材料に要求される特性

(1) 加工性

母材についての極低温における強靱性について述べてきたが、実際に構造物を組立てるためには母材に加工を施す必要がある。低温用機器での加工は冷間加工と溶接が重要なものといえる。実際には両者の組合せによって材料選択がなされるはずである。オーステナイトステンレス鋼は十分な延性を有しているため冷間加工によって靱性が大幅に低下しない⁽³⁹⁾。

オーステナイトステンレス鋼の高温割れを防ぐために数%の δ フェライトを溶接部に残留させるが⁽⁴⁰⁾、図 18 に示されるように残留 δ フェライトは低温における靱性の低下を招く。従って溶接部の強さが変わらないとすると

溶接部に存在できる許容欠陥の寸法は母材中のそれより小さくなる。また δ フェライトは強磁性体であるため強磁界下に置かれると強い電磁力が発生するため少なくすること、もしくは無くすることが望ましい。最近では溶接棒と溶接条件の改良により δ フェライトフリーの溶接が可能となっている⁽⁴¹⁾。

図 18 SUS 316, 316 L の溶接部の低温靱性に及ぼす δ フェライト量の影響。

(2) 極低温における熱的性質

極低温機器は運転 - 停止にともなう冷却 - 昇温のくり返しまたは極低温と常温という温度勾配のもとにあることが多い。冷却効率を上げることから、断熱支持材としては熱伝導率の小さいことが好ましい⁽⁴²⁾。すなわち強さが高く熱伝導率の小さいことが熱侵入を抑えるために

図 19 極低温における強さと熱伝導率の比および構造材料の開発の方向。

必要である。図 19 に示されるように高強度ステンレス鋼、Ni 基超合金および Ti 合金が支持材として好ましい。強さと関連する熱的性質に熱収縮がある。オーステナイトステンレス鋼は熱収縮が大きいため、強さの向上とともにそれを小さくするための努力が極低温用構造材料として重要になってくる⁽⁴³⁾。

(3) 磁気的性質

オーステナイトステンレス鋼は強磁性元素の鉄、ニッケルを主要成分としているにもかかわらず常温においては常磁性体であり、超電導利用機器のような強磁界発生を伴う機器の構造材料として広く使われてきた。しかし常温で安定なオーステナイト相でも、極低温および応力下では必ずしも安定には存在せずニッケル等量によって熱的、力学的に格子変態が起る。格子変態による強磁性のマルテンサイト相の出現を回避するためにオーステナイト相の安定化元素を増している。ニッケル量を増加すると常温においては常磁性であっても極低温下では磁気変態が起り強磁性化することが知られている⁽⁴⁴⁾。オーステナイトステンレス鋼の極低温における変態挙動は最近詳しく研究され明らかにされつつある⁽⁴⁴⁾。また磁気変態に伴う弾性常数の特異な変化なども興味ある問題である⁽⁴⁵⁾。

6. むすびにかえて

新材料の問題、高分子材料、セラミックスについては全く触れなかった。また人為的に諸特性の組合せが操作できる複合材料についても同様であるが、以上の材料も極低温用構造材料として今後ますます重要になることを付け加えておきたい。

文 献

[総合報告]

- (1) Semi-annual Report on Materials Research in Support of Superconducting Machinery I (1974), NBS. (Mar.).
- (2) *ibid.*, II (1974), NBS. (Oct.).
- (3) *ibid.*, III (1975), NBS. (Apr.).
- (4) *ibid.*, IV (1975), NBS. (Sept.).
- (5) *ibid.*, V (1976), NBS. (Apr.).
- (6) *ibid.*, VI (1976), NBS. (Aug.).
- (7) *ibid.*, VII (1976), NBS. (Oct.).
- (8) Materials Studies for Magnetic Fusion Energy Applications at Low Temperatures I (1978), NBS.
- (9) *ibid.*, II (1979), NBS.
- (10) Structural Materials for Cryogenic Applications (1975), Westinghouse Research Lab.

[研究報告]

- (11) 極低温科学技術の研究推進について、科学技術庁研究調整局, (1977).
- (12) 津谷和男: 低温工学, 12 (1977), 215.

- (13) 堀内健文：電気学会誌，**94** (1974)，375.
- (14) D.A.Wigley：Materials for Low-Temperature Use, Oxford UP., (1978).
- (15) N.V.Novikov：Adv.Cryo. Eng., **22** (1977)，113.
- (16) 寺田博文：日本航空学会誌，**28** (1980)，483.
- (17) T.Horiuchi, et al.：Proc. ICEC 5, (1974)，465.
- (18) K.Ishikawa and K.Tsuya：Cryogenics, **17** (1977)，605.
- (19) 福島英二他：日本金属学会誌，**36** (1972)，605.
- (20) F.R.Schwartzberg, et al.：Adv.Cryo. Eng., **10** (1965)，1.
- (21) 堀内健文他：第 23 回低温工学研究発表会予稿集，(1979)，B1-1.
- (22) 吉村博文他：鉄と鋼，**65** (1979)，99.
- (23) S.Jin, et al.：Adv. Cryo. Eng., **19** (1974)，373.
- (24) S.Jin, et al.：ibid., **19** (1974)，379.
- (25) 石川圭介他：鉄と鋼，**64** (1978)，379.
- (26) 石川圭介他：鉄と鋼，**64** (1978)，1031.
- (27) F.B.Pickering：Int. Met. Rev., **21** (1976)，227.
- (28) L.L.A.Warnes and H.W.King：Cryogenics, **16** (1976)，473.
- (29) 前田日出人：ステンレス鋼の特殊用途について，日本機械学会，(1979)，19.
- (30) A.Bejan：Cryogenics, **14** (1974)，313.
- (31) J.F.Watson and J.L.Vhristian：J.Basic Eng., **84** (1962)，625.
- (32) S.Rolfe and J.M.Barson：Fracture and Fatigue Control in Structures, Prentice-Hall, Inc., N. J., (1977)，167.
- (33) G.Sasaki, et al.：Met. Trans., **6A** (1975)，586.
- (34) K.Ishikawa and N.Maruyama：Cryogenics, **18** (1978)，585.
- (35) A.J.Nachigall, et al.：NASA Technical Note D-4274 (1967).
- (36) 川手剛雄，堀内健文：第 24 回低温工学研究発表会予稿集，(1980)，A1-9.
- (37) 石川圭介他：鉄と鋼，**64** (1978)，1038.
- (38) I.V.Gorynin：Titanium Science and Technology, Ed. by R.I.Jaffe, Plenum Press, N.Y., (1979)，164.
- (39) J.L.Christian, et al.：Trans.ASM, **57** (1964)，199.
- (40) D.T.Read, et al.：Weld. J., **59** (1980)，104s.
- (41) C.E.Witherell：Weld. J., **59** (1980)，326-s.
- (42) 川手剛雄他：低温工学，**14** (1979)，164.
- (43) 吉村博文他：鉄と鋼，**61** (1975)，23.
- (44) E.C.Collings and S.C.Hart：Cryogenics, **19** (1979)，521.
- (45) D.C.Ledbetter and E.C.Collings：Phys. Lett., **72A** (1979)，53.

<新刊案内>

Atlas of Interference Layer Metallography

H-E. Bühler and H.P. Hougardy 編

本書は，ドイツ連邦共和国金属学会の金属組織部門のグループが中心となって，新しい顕微鏡観察法—Interference layer microscopy—の紹介と普及を意図して編集されたものである。内容は 5 章に分類されており，第 1 章の観察原理と実験方法，および第 2 章の種々の組織の観察例の 2 つの章が主要な部分を構成している。第 3 章は索引，第 4 章は出典であり，最後の第 5 章には種々の表面層の物質の光学定数が表としてまとめられている。

従来の干渉顕微鏡あるいは微分干渉顕微鏡は，光の干渉を利用して試料表面の微細な凹凸を観察できるように作られたものであり，すでに一般に広く利用されている。ここで紹介されている Interference layer

microscopy は，研磨した試料表面に適当な表面層をコーティングし，この表面層を反射干渉フィルターとして顕微鏡観察する方法である。この方法は，試料を化学的に腐食せずに観察するので，組織を定量するうえでの信頼性が向上すると同時に，腐食の難かしい試料の組織観察も行なえるという利点を有している。この方法は未だ一般に普及しているとはいえないが，本書には約 350 枚の白黒およびカラー写真の実例が収められており，今後金属組織の研究者がこの観察法を利用するうえで，大変参考となるものと思われる。

(T.S.)

[21.0×30.0 cm 237頁 240マルク(約 24,000 円) 1980年 Metallography Subcommittee Deutsche Gesellschaft für Metallkunde]

本会特別頒布価格 16,000 円(送料共)。ご希望の方は代金を添えて金属学会事務局へお申込み下さい。