

金材技研

1978

科学技術庁

NO. 2

ニュース

金属材料技術研究所

SUS 316 鋼の真空中疲れ挙動

核融合炉の第一壁は超高温のプラズマに直面し、高エネルギーの中性子による照射損傷に加えてパルス的な運転による熱衝撃と繰返し荷重を受けると予想されている。このため、第一壁の設計には真空中および冷却材環境中における材料の高温疲れ挙動を十分把握しておく必要がある。

原子炉材料研究部では、第一壁材料の候補として注目されている SUS 316 鋼ならびに Nb, Mo などの高融点金属およびその合金について真空中の高温低サイクル疲れ試験を実施し、材料の疲れ挙動に及ぼす雰囲気効果を調べている。ここに SUS 316 鋼の結果を紹介する。

疲れ試験は真空槽を有する油圧サーボ方式低サイクル疲れ試験機により 6.7×10^{-4} Pa (5×10^{-6}

Torr) の真空中で行なった。図は結果を塑性ひずみ幅—破断繰返し数の関係で整理したものである。図にみるように、真空中においてもひずみ速度および温度が一定の条件ではいわゆる Manson—Coffin の関係が成立する。大気中の結果とくらべて特徴的なことは、明瞭な温度依存性を示さないことで、大気中では高温酸化による疲れ寿命の低下が著しいのに対して真空中ではほとんど低下しない。同様の傾向はひずみ速度依存性にも認められ、550℃を除き高温真空中の破断繰返し数のひずみ速度依存性は

小さい。また疲れ亀裂の伝播は 800℃ の高温においても粒内割れが支配的であり、ストライエーションの形成は大気中ほど明瞭ではない。

このように真空中では、大気中にくらべて疲れ損傷の感受性が小さく疲れ寿命は伸びる傾向にあって、原子炉構造物の設計基準として採用されている ASME Code Section III の疲れに関する設計曲線は一応安全側にあると考えられる。しかし実際の核融合炉ではもっと高サイクルになると予想され、また熱衝撃や温度および応力の保持によるクリープ効果、さらには照射効果などが重畳するため、核融合炉の環境条件を勘案しつつ材料特性を明らかにして行く必要がある。

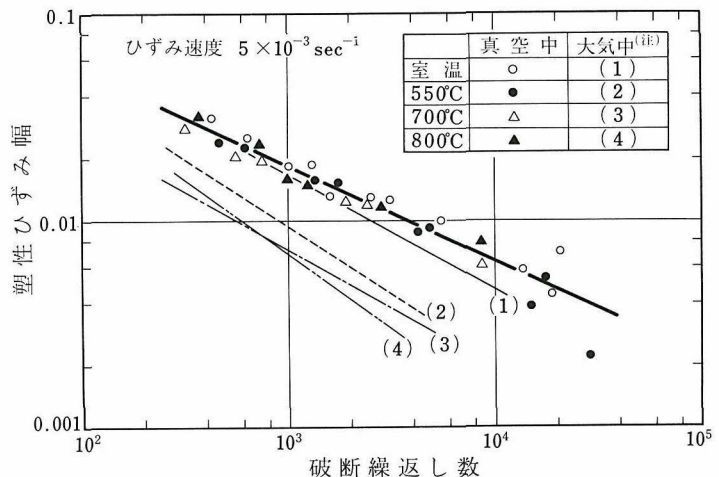


図 SUS 316 鋼の塑性ひずみ幅—破断繰返し数の関係
(注 大気中の結果は疲れ試験部のデータによる)

一方向凝固共晶合金

ガスタービンエンジンではガス温度を高くすればするほどエンジンの効率が良くなるため、年々ガス温度は高められ、使用する材料にはきびしい条件となってきた。現在使用されているNi基、Co基の超合金では、その耐熱強度の限界に近づいており、今後大巾な性能向上は期待できない。そこで最近一方向凝固共晶合金が耐熱材料として注目されてきた。共晶合金を一方向から凝固させると、凝固方向に整列した微細な2相組織が得られる。この一方向凝固共晶合金の組織は、一般には軟らかくじん性のある相と硬い強化相から成っており、融点近くの高温まで安定であるため、高温クリープ特性のすぐれた材料が得られる。この材料をタービンブレード等に使用すると、エンジンの使用温度を一挙に70℃も高める可能性があるとして期待されている。

材料強さ研究部ではNi基、Co基、Fe基の一方向凝固共晶合金の研究を行っている。Fe基については、Fe-Fe₂B共晶合金にTiを少量添加し、組織および機械的性質がTi添加によって受ける影響について調べた。

よい一方向凝固組織を得るには凝固条件が重要になってくる。固液界面における温度勾配をG、凝固速度をvとすると、一般にG/vが大きくなる

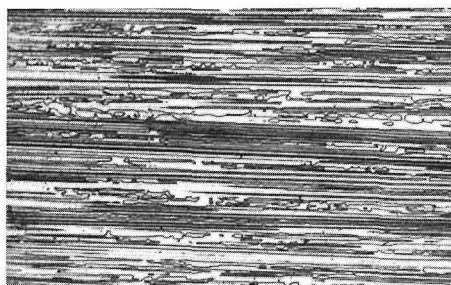


写真1 一方向凝固したFe-Fe₂B合金の縦断面組織

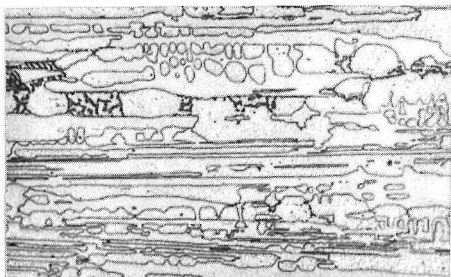


写真2 一方向凝固したFe-Fe₂B-0.5%Ti合金の縦断面組織

につれ、不整列組織から整列したロッド状、ラメラ状へと変化する。したがってGを大きくすることが大切であり、一方向凝固炉は試料の上部を加熱し、下端を水冷した銅盤に直接接し、高い温度勾配が得られるように設計されている。写真1にFe-Fe₂B共晶合金を6cm/hrの速度で一方向凝固したものの縦断面の組織を示す。凝固方向によく整列した組織であり、これは1~2μmの大きさのロッド状とラメラ状の混在した組織である。次にこのFe-Fe₂B共晶合金にTiを0.5%添加し、同様な条件で一方向凝固させたものの組織を写真2に示す。明らかにTi添加により共晶組織は粗大なロッド状に変わっている。Ti量を1%, 1.5%と増しても、組織はTi 0.5%の場合とほぼ同じであり、したがってごく少量のTiが一方向凝固組織に重要な影響を与えることは明らかである。

次にTi添加による機械的性質の変化について、図1に引張り強さと温度の関係を示す。低温と高温ではTiの影響は逆になっている。つまり、12℃ではTiを含まない合金の強さが1240N/mm² (126kgf/mm²) であるのに対し、Tiを0.5%含む合金の強さは730N/mm² (74.5kgf/mm²) であり、Ti添加により弱くなっている。一方、800℃ではTiを含まない合金が380N/mm² (39kgf/mm²) であるのに対し、Tiを0.5%含む合金は580N/mm² (59kgf/mm²) であり、Ti添加により強くなっている。機械的性質におよぼす影響について、2つのことが考えられる。第1は固溶体硬化や析出硬化のように添加元素がマトリックスやファイバーの強さに直接影響する効果であり、第2は組織変化等による2次的効果である。低温でTiを添加した合金が弱いのは明らかに組織が粗大になったための影響である。高温では組織の影響は顕著ではなくなり、複合体本来の強さが現われる。このことは第3元素添加が高温において有効なことを示し、今後実用面への貢献が期待される。

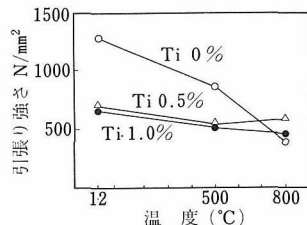


図1 一方向凝固したFe-Fe₂B共晶合金の引張り強さ。

ニッケル基耐熱合金(ハステロイX)中析出炭化物の組織観察による分析

合金中析出物の分析は、従来、試料から電解あるいは化学的に抽出した析出物について物理的、化学的手法によって同定し、析出物の量を調べている。しかし、これらの方法では析出物を抽出する際に、析出物がいくらか溶解してしまうため、全析出物量を分析することは困難である。しかし、合金中析出物をバルク状態で分析できれば、抽出法に見られるような析出物の損失は避けられる。そこで**金属化学研究部**ではハステロイX・リアクターグレードを試料としてバルク状態での析出炭化物の定量分析を試みた。

ハステロイXの析出炭化物はBr-メタノール抽出法により抽出した析出物のX線回折結果から M_6C と $M_{23}C_6$ の2種類であることがわかっている。カーリング液(2.5g $CuCl_2$ + 50ml HCl + 50ml CH_3OH)でエッチングした試料中の析出炭化物を走査型電子顕微鏡による2次電子像で観察すると**写真1**のごとく M_6C は白く、 $M_{23}C_6$ は黒ずんで見える。これを利用して M_6C と $M_{23}C_6$ の析出物の面積比を求める。一方、りん酸電解エッチングによる金属顕微鏡写真(**写真2**)を撮影し、QTMを用いて全析出物の面積率を測定する。両者の結果から M_6C と $M_{23}C_6$ の体積比を決定する。1000°Cで1000時間時効した試料中の M_6C と $M_{23}C_6$ との面積比は 0.19 ± 0.06 および 0.81 ± 0.06 であった。試料中の全析出物の面積率は $2.37 \pm 0.17\%$ であった。したがってこれらの結果より析出物の体積率は M_6C が $0.45 \pm 0.17\%$ 、 $M_{23}C_6$ が $1.92 \pm 0.28\%$ である。この値を重量率になおすためには合金および二種の析出物の密度を決定する必要がある。まず、EPMAを用いて析出物の組成の決定を行った。 M_6C は $(Mo_{2.25} W_{0.12} Cr_{1.54} Fe_{0.68} Ni_{1.42})C$ 、 $M_{23}C_6$ は $(Mo_{2.72} W_{0.20} Cr_{17.26} Fe_{0.98} Ni_{1.82})C_6$ であった。両者とも立方格子であり、単位胞中に M_6C は96個、 $M_{23}C_6$ は92個の金属原子を含んでいる。 M_6C および $M_{23}C_6$ の格子定数が $11.08 \text{ \AA}$ および $10.66 \text{ \AA}$ であることを利用して計算によりこれらの析出物の密度を求めるとそれぞれ8.81および7.85であった。一方、合金の密度は実測により8.34であった。以上の結果より重量率は M_6C が 0.48 ± 0.18 、 $M_{23}C_6$ が 1.81 ± 0.26 と決定された。

ここではハステロイXについて説明したが、インコネル617の析出炭化物も**写真3**のごとく区別することができる。したがって他のニッケル基耐熱合金への応用も可能であると考えられる。

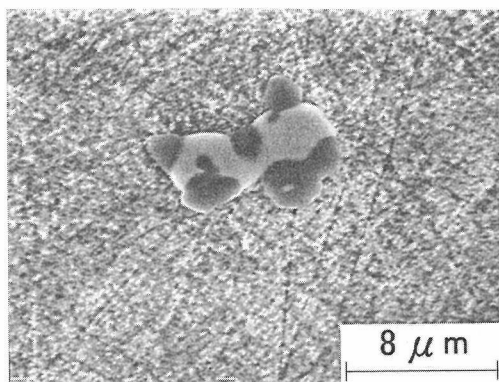


写真1 ハステロイXの走査型電子顕微鏡による2次電子像(1000°C/1000hr)

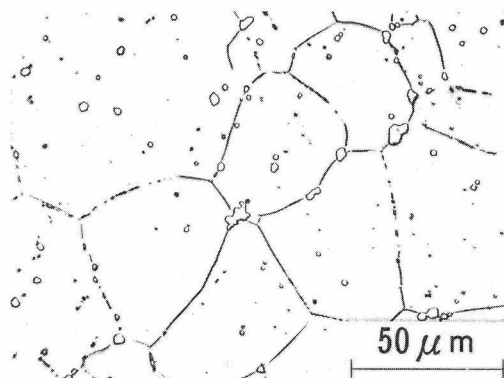


写真2 ハステロイXの光学顕微鏡像(1000°C/1000hr)

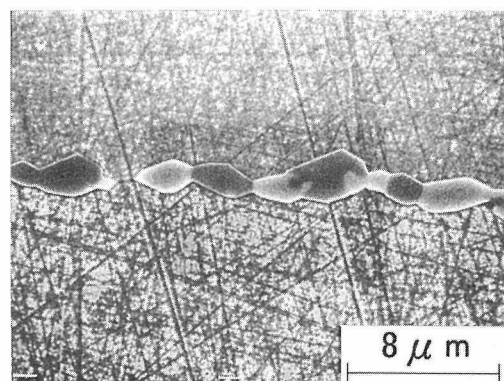


写真3 インコネル617の走査型電子顕微鏡による2次電子像(900°C/1000hr)

【特 許 紹 介】

被溶接物の表側と裏側との雰囲気気圧力差をつくる装置

発 明 者 稲垣道夫, 岡田 明

特許番号 第847254号

公告番号 昭51-28063 昭和51年 8 月17日

裏あてを用いない片面アーク溶接の場合裏波ビードの形成は不安定で一般にその制御はむずかしいが、特許第558462号（「被溶接物の表側と裏側との雰囲気気圧力差による片面裏波溶接法」）によって裏波ビードを制御し安定に形成させることができる。

本発明はこの方法を効果的に実施するための装置であり、雰囲気気圧力差を種々の外乱に対して一定に維持したり、また必要に応じて所望の値に敏速に変化させるために、液体中でのガス放出の原理を応用した装置である。

図1は水平固定管の円周突合せ溶接における実施例を示したもので、被溶接管1の両端を栓19で封じ、一方の端の栓から2方電磁弁20を通してアルゴンガスポンプ4などから構成されるガス送給機構に接続される。他の端からは3方電磁弁21を通し、それぞれ液槽14、管9、9'から構成されるガス放出機構および密閉液槽16、管15、17および真空ポンプ18などから構成される排気機構に接続される。水平固定管の溶接においては溶接の進行にともない溶接姿勢が変化し、例えば溶接トーチ2が管の上部にあるときは熔融金属に重力が作用し裏波ビードはふくらみ、逆にトーチが下部にあるときは裏波ビードはへこむ。そこで各溶接位置に応じて電磁弁20、21、22および23を適時に切換ることによって、所望の雰囲気気圧力差を安定に維持させることが可能であり、全周にわたって均一なビードを精度よく形成することができる。

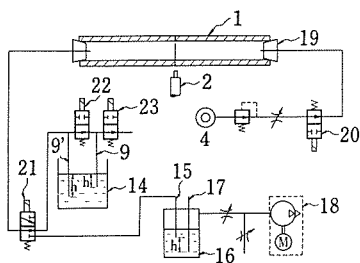


図1

噴流ガスで溶接部熔融金属を保持して行なう片面裏波溶接法

発 明 者 稲垣道夫, 岡田 明

特許番号 第847255号

公告番号 昭51-20981 昭和51年 6 月29日

この発明は片面アーク溶接において、裏あて（銅裏あて、フラックス裏あて）を用いず、噴流ガスの動圧を利用して熔融金属を保持し、均一で安定な裏波ビードを形成する方法である。

既に溶接部の熔融金属面の表側と裏側との雰囲気気圧力差（静圧の差）による熔融金属の無接触保持方法については特許第558462号を提供しているが、本発明の方法は溶接部の近傍の静圧を容易に制御できないような溶接構造物、例えば溶接部がきわめて長い場合あるいは開先のルート間隔が大きい場合などに適用することを目的としている。

図2は本発明の最も簡単な実施例を示すもので電極4と被溶接物2との間に発生させたアーク5によって被溶接物は熔融し熔融金属6が生じる。

本発明ではガスノズル1により熔融金属へ噴流ガスをあて、その動圧により熔融金属を保持するとともに動圧を適宜に変化させることによりビードの余盛高さを制御することを可能にする方法である。

ここで上向き溶接の場合熔融金属を裏側から保持するには負の圧力が必要となるが、このような場合には熔融金属の周囲に噴流ガスを円錐面状に外側に向けて噴出させると噴流ガスで囲まれた部分の内部圧力は負圧となる。このように噴流ガスを熔融金属の周囲に円筒面や円錐面状にあてその内部圧力で熔融金属を保持することも可能である。

図の記号は

- 3 電 流 計
- 7 噴 流 ガ ス
- 8 ポ ン プ
- 9 減 圧 弁
- 10 流量調節弁

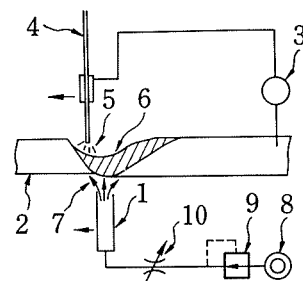


図2

通巻 第230号

編集兼発行人 保 坂 彬 夫
 印 刷 株式会社 三 興 印 刷
 東京都新宿区信濃町12
 電話 東京(03)359-3811(代表)

発 行 所 科学技術庁金属材料技術研究所

東京都目黒区中目黒2丁目3番12号
 電話 東京(03)719-2271(代表)
 郵便番号 153