

## 抄 録

## —原料—

高炉およびたて型還元炉に使用されるペレットの品質の研究 (J. ASTIER, et al.: Circulaire d'Informations Techniques, 32 (1975) 9, pp. 1947~1963)

フランスの IRSID 研究所には、2基の向流還元試験装置があり、この装置によつて高炉のシャフト部や、たて型直接還元炉の物理・化学的プロセスをシミュレートできる。当装置の反応管は、内径 45 mm、長さ 4m でこの反応管を垂直にたて、これに沿つて高さ 80 cm の電気炉を上から下へ移動させる。還元ガスは上部から下部に流れる。その装置の特長として、(1) 炉頂圧は反応管の出口で 0~4 atm まで変化しうる。(2) 炉中の固体の滞在時間は 30 min から 8 hr まで変化しうる。(3) 高炉、たて型還元炉など異なつた熱プロファイルを再現できる。(4) 還元ガスの化学組成はシミュレートすべきプロセスによつて、適当に変えることができる。たとえば高炉の場合で重油吹込操業のガス組成は CO 36%, H<sub>2</sub> 9%, N<sub>2</sub> 55% とし、吹込なしの場合は、CO 40%, H<sub>2</sub> 2%, N<sub>2</sub> 58% とする、などである。

本論文は 7 種のペレットを利用して、高炉、およびたて型炉のプロセス条件で還元試験を行なつた結果の報告で、使用ペレットの常温特性は次の通りである。

特 性	ペレット銘柄						
	A	B	C <sub>1</sub>	C <sub>2</sub>	D <sub>1</sub>	D <sub>2</sub>	D <sub>3</sub>
平均粒度 (mm)	11.9	13.0	12.9	14.1	13.8	13.5	12.1
T.Fe (%)	65.6	65.2	63.1	63.2	67.0	67.4	66.8
圧潰強度 (kg)	126	166	218	238	272	353	298
気孔率 (%)	29.0	24.0	28.5	25.5	23.0	24.0	23.0

高炉の条件およびたて型炉の条件をシミュレートして還元した結果を比較すると C<sub>1</sub> は高炉条件の場合非常に低い還元率を示したが、たて型炉の条件の場合 A と同じ位の還元率であつた。またふくれについては、全般的に高炉条件の場合が値が多く、還元ガス中の水素の影響であると推定される。還元途中のペレットの圧潰強度の減少割合は、どのペレットでも一定であるけれども、高炉の条件では、その減少割合の勾配が 2 つのグループにわけられた。結論として、ペレットによつては高炉とたて型炉条件で同じ還元挙動を示すものもあるが一般的でなく、還元試験実施のとき還元ガス組成熱プロファイルを実際の工業的条件に合せることが必要である。

(満岡正彦)

## —製 鉄—

## 高炉朝顔部の冷却—強制循環冷却箱

(P. BRULHOT: Circulaire d'Informations Techniques, 32 (1975) 9, pp. 1091~1916)

本論文は、フランス SOLLAC 社 Fensch 工場を採用を検討した螺旋状の中子のついた密閉式冷却箱の概要について説明したものである。

Fensch 工場の高炉炉体用冷却水は、鉱山排水を利用しており、硬度は 4~8 度、pH は 7.5~8、温度は 35°C で、2.5 パールの水圧で工場に供給されている。今管径が 40 mm のパイプに、35°C の水温の冷却水を通したとき、管壁温度  $t_p$  と水の温度  $t_e$  の差すなわち  $t_p - t_e$  を  $\Delta t$  とする。縦軸に伝達された熱量  $Q$  kcal/m<sup>2</sup>·hr 横軸に  $\Delta t$  をとると、水の流速によつてその勾配が変る直線ノモグラフができる。今  $\Delta t$  の限界を 13°C とし、 $Q$  を 200 000 kcal/m<sup>2</sup>·hr とすると、このノモグラフを利用すれば、水の流速は、6 m/s 必要となる。しかしこの流速でも冷却系が極めて効率よく、利用されなければ 200 000 kcal/m<sup>2</sup>·hr の熱量の制御は難しい。Fensch 社では、強制冷却技術を開発する条件として、つぎの項目を考えた。(1) 冷却水の全部が冷却すべき表面を通過する。(2) 冷却水の渦巻、逆流などの発生でいわゆる“しんだ場所”がないようにする。(3) 水の通過断面積はなるべく一定とし、断面積の変化のないようにする。(4) 詰りなどが発生しない、最小の必要断面積を保証する。(5) すべての表面で、水の流速を十分にし、温度の上昇を防ぐとともに湯垢の付着を防ぐ。(6) 工場の既存の冷却水を使えるよう圧力損失を少なくする。などである。以上の条件を満足させる冷却箱として、中空の螺旋状中子を挿入した冷却箱を考案した。この冷却箱では、冷却水は中空の中子の中心を水平に流れ、流却箱の先端に達し、先端から螺旋に沿つて流れて帰るシステムになつている。1963 年から 1967 年まで試験的に設置されたものは円筒形で外径 180 mm、内径 140 mm、壁厚 20 mm、全長 450 mm、水量 6.4 m<sup>3</sup>/hr 水速 1.5 m/s、圧損 0.11 パールとなつている。ポッシュ部には、18°45' 間隔で千鳥に 5 ケ結合する。切却水量は 200 m<sup>3</sup>/hr である。7 年間のテスト期間では、破損はなく監視の必要もなかつた。現在特許を出願中で SOLLAC 社 Fensch 工場の 6 基の高炉に設置済であるが、SACILOR 社の工場にも採用を決定した。

(満岡正彦)

## 操業上から見た溶鉄の脱硫剤吹込み処理法

(H. P. HOASTERT: Iron Steel Eng., 52(1975) 10, pp. 71~77)

低 S の鋼材が要求される現在、高炉および転炉の生産性を考えると鉄の脱硫は炉内反応よりも炉外処理に頼ることが望ましい。種々の溶鉄炉外脱硫処理法中、現時点では ATH 社が開発したカルシウムカーバイド主体で発泡剤を含む脱硫剤をサブマージドランスによつて吹込む方法が最も大量処理に適している。この方法によると 250 t・トービードカー内処理が約 8 min で完了する。溶鉄運搬用のトービードカー内で処理が可能なのは大きかりな設備を不要とし、Bruckhausen の新設備は非常にコンパクト化されている。脱硫剤に含まれる発泡剤から発生するガス量は脱硫剤吹込み用のガス量の 10 倍に達し、これが溶鉄の十分な攪拌と、簡易で安価なランスの使用を可能にしている。ATH 社では吹込み用ガスとして圧力が 6 kg/cm<sup>2</sup> の乾燥した圧縮空気を使用しており、またトービードカーから排出されるガスについては

湿式のスクラパー内で浄化している。脱硫剤の原単位は溶銑中 S の処理前と処理後の濃度によつて異なるが、例えば処理後濃度を 0.010% とすると、処理前濃度 0.020, 0.040, 0.060, 0.080, 0.100% に対してそれぞれ 1.2, 2.5, 3.6, 4.5, 5.4 kg/t METAL となる。カルシウムカーバイド利用効率に換算すると 15, 32, 40, 43, 45% となり処理前濃度が低いほど利用効率は低下する。処理前濃度が 0.100% 以上の領域でも 50% が利用効率の限界である。発泡剤を含み脱硫剤では原単位が 2 倍になる。また、脱硫効率は発泡剤を含む場合には脱硫剤吹込み速度にほとんど無関係である。トーピードカー形状の脱硫効率への影響はよほど形状に差のない限り問題はないが、トーピードカー長さ比較して溶銑層厚が浅くなると、具体的には溶銑の充填率が 60% を割ると脱硫効率低下が顕著に現われる。

脱硫処理後のスラグ中カルシウムカーバイド残留量は 1% 以下であり、これはスラグの事後処理に付随する問題を軽減している。(図 16, 表 1) (高田至康)

## — 製 鋼 —

### 溶鋼の脱酸プロセスを記述する新しい統計モデル

(P. M. MATHEW, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975) 6, pp. 371~376)

脱酸生成物の凝集と浴からの分離過程に関する新しいモデルを提出し、モデルに基づく計算結果と実験結果との比較を行なった。

脱酸生成物の凝集成長はつぎの 2 つの機構によつて進行するものと考え、すなわち、脱酸生成物間の粒径差に起因する浮上速度差によつて生じる Stokes 衝突と、流れ場の速度勾配によつて生じる Gradient 衝突によつて脱酸生成物の凝集成長が進行するものと考え、脱酸剤添加直後の脱酸生成物の粒径分布を初期条件として任意の時刻の粒径分布の算出可能なモデルを組立てた。この際に、浮上速度差、および、速度勾配に基づく衝突体積に関する概念は LINDBORG らと同一であるが、溶鋼中の脱酸生成物の存在数に依存する衝突確率の考えを新たに採り入れた。また、脱酸生成物の溶鋼中からの分離は溶鋼浴表面を流れる間に Stokes 浮上によつて生じるものと考え、溶鋼の平均線速度と脱酸生成物の界面エネルギーの関数として求めた。脱酸実験には誘導溶解炉を用い、550 g の電解鉄を 1600°C に保持し 0.5~1.5 g/100 g steel の Mn を脱酸剤として添加した。脱酸剤添加後適時分析試料を採取し、化学分析により全酸素濃度の経時変化を求め、また、酸素濃度電池を使用して溶解酸素濃度を求めた。さらに、脱酸生成物の粒径分布の経時変化を光学的に測定した。粒径分布の測定結果は試料凝固時の二次脱酸生成物を含むが、脱酸反応終了時 (20 min) には一次脱酸生成物の浮上分離は完了しているものと仮定し、脱酸剤添加後 20 min の時刻の粒径分布を差し引くことにより一次脱酸生成物の粒径分布を求めた。このようにして求めた脱酸剤添加直後の粒径分布の測定値を初期条件として本モデルに基づいて計算し、脱酸生成物の体積率の経時変化の測定値と比較した。また、LINDBORG らの Si 脱酸時の測定値についても、本モデルによる計算値と比較した。その結果、Mn、および、Si 脱酸

の両実験結果ともに、本モデルで説明できた。

(藤井徹也)

### 大型鋼品の品質を改良するための冶金的可能性

(F. HOCHSTEIN: Stahl u. Eisen, 95 (1975) 17, pp. 785~789)

偏析と非金属介在物の少ない、鍛造用大型鋼塊を製造する各種の方法について述べた。

真空中炭素脱酸処理：溶鋼の真空脱酸を行なった 100~150 t の鋼塊は断面のサルファープリントに見られる偏析が小さく、硫化物は網状でなく線状に析出し、また偏析した粗大組織も少ない。これらの結果、通常鋼塊より優れた靱性が得られる。

追加注入：400 t 以上の大型鋼塊では頭部偏析が著しい。日本で開発された追加注入法は、まず、所定の成分の溶鋼を注入し、数時間後により炭素含有量の低い溶鋼を注ぎ足す。鋼塊全体としての偏析は軽減されるが、凝固前面に非金属介在物が捕捉される懸念がある。

エレクトロスラグ再溶解：現在直径 1300 mm の鋼塊が工業的に生産できる。エレクトロスラグ法は浅い溶鋼プールが速かに凝固するので、非金属介在物は少なく、均一に分布し、マクロ偏析が小さい。鋼塊底部の介在物集積がなく、押湯も小さいので歩留りが高い。鋼塊は空隙が少ない健全なものであり、鍛錬比が小さくて済む。しかし、水素含有量は  $2\sim 2.5 \times 10^{-4}\%$  で、通常の脱ガス材より高い。

中心部再溶解：通常鋼塊の中心部を抜き取り、この孔の中をエレクトロスラグ再溶解で充填するもので、V 偏析のない鋼塊が得られる。電極の成分を変えれば複合鋼塊にもなる。また、エレクトロスラグ溶接により小鋼塊を継ぎ合わせて大型鋼塊とする方法などが開発されている。(小口征男)

## — 加 工 —

### Laves 相で強化した炭素無添加フェライト合金の組織と高温特性

(M. D. BHANDARKAR, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 6, pp. 1281~1289)

金属間化合物を用いて高温強度を改善する試みは古くからなされているが、粒界析出物が室温靱性を低下させる点でフェライト合金ではあまり研究されていない。本研究は Laves 相  $\text{Fe}_2\text{Ta}$  で強化した  $\text{Fe-1at}\%\text{Ta-7at}\%\text{Cr}$  合金の高温特性並びに Mo 添加の影響を調べるとともに室温靱性を改善する析出物の球状化熱処理の効果を調べた。

試料は Ar 雰囲気中で誘導溶解した  $\text{Fe-1at}\%\text{Ta-7at}\%\text{Cr}$ ,  $-5\text{at}\%\text{Cr}$ ,  $-7\text{at}\%\text{Cr-0.5at}\%\text{Mo}$  の 3 合金を用い 1320°C~1350°C 1hr, 固溶化水冷後 700°C で 40 min 2hr の時効, 1100°C で 10 min~2hr, 場合により 1100°C と 22°C の間での熱サイクル球状化処理を施し、微細組織の観察、引張試験及びクリーブ試験を行なった。

Ta7Cr, Ta5Cr 合金とも 700°C 40 min の時効で硬さは最大となり、粒内では  $\text{Fe}_2\text{Ta}$  が棒状あるいは角状に析出し、直線状の粒界には連続的なフィルム状析出物が観察される。球状化処理を施すことにより  $\text{Fe}_2\text{Ta}$  相は粒子径 0.03~4 $\mu\text{m}$  でほとんど球状に均一に分布し不

## —性 質—

規則な結晶粒界構造を示す。電顕観察の結果、母相は亜結晶粒とからみあつた転位 network からなるラス状の下部構造を示している。

短時間引張試験の結果、時効処理、時効+球状化処理材とも約 600°C まで降伏強度は室温での値をかなり維持するが、600°C 以上では急激に低下し、特に 700°C 付近では熱処理履歴の変化は短時間引張特性に大きな影響を示さない。また球状化処理に冷間加工を組み合わせることにより 600°C まではかなり降伏強度を改善できるが 700°C 以上ではその効果はない。クリープ試験の結果、球状化処理合金の破断強度は Cr, Mo の炭化物の分散で強化したフェライト合金より高い値を示すが、V, W を含むフェライト合金よりは低い。Ta7Cr 合金への Mo 添加は合金の  $\alpha \rightarrow \gamma$  変態特性に大きな変化を及ぼし熱処理履歴による微細組織の変化からクリープ強度、破断強度をかなり改善する。(武田修一)

**Nimonic 115 の熱間加工性の歪速度依存性**

(N. CEDERBLAD and N. J. GRANT: Met. Trans., 6A (1975) 8, pp. 1547~1552)

超合金の高温強度が高くなればなるほど、熱間加工は困難となる。このような合金の熱間加工条件を知るために、高歪速度の引張クリープ破断試験が利用できることが明らかにされてきている。従来は鑄造合金について上記試験を行なつてきたが、本報告は、タービン翼の鍛造条件を念頭において、細粒の鍛造合金の熱間加工条件を知るために、上記試験と Nimonic 115 (0.14%C, 0.22%Si, 14.3%Cr, 3.80%Ti, 4.83%Al, 13.10%Co, 3.21%Mo, 0.014%B, 0.045%Zr, bal. Ni) に適用したものである。

試料は押し材を用い、その結晶粒度は ASTM 6(42  $\mu\text{m}$ ) である。この粒度は 1150°C 以下の温度では安定であるが、1200°C に加熱すると急速な結晶粒成長が起こる。試験片の形状は標点距離 2.54 cm, 直径 0.635 および 0.800 cm である。試験は歪速度  $10^{-4} \sim 10^{-1} \text{S}^{-1}$ , 温度 1050~1200°C の範囲で行ない、破断時間、破断伸びおよび絞りを測定した。

まず、応力と破断時間および応力と平均変形速度との関係は両対数目盛を用いると、いずれの場合も折れ曲りのある 2 本の直線で表わされる。低歪速度域では粒界すべりおよび粒界移動がかなり起こっており、高い延性を示すが、高歪速度域では破壊は脆性的である。上述の直線の折れ曲り位置は延性が急激に低下する歪速度に対応している。破断時間と最小クリープ速度とは本実験の歪速度域で逆比例関係にある。高温延性を示す伸びおよび絞りはともに、本実験の温度範囲では歪速度が増加すると減少するが、とくに 1100~1175°C の温度範囲では歪速度が  $1 \text{S}^{-1}$  以上となると、高温延性は急激に低下する。すべての歪速度範囲で、温度を上げると 1150°C までは高温延性は増加するが、これ以上の温度では逆に減少し、とくに 1200°C では絞りはほとんどゼロになる。1175°C 以上で延性が減少するのは、おもに結晶粒成長が起こるためである。伸び 40%, 絞り 70% の最大の延性を示すのは 1125~1175°C の温度範囲に限定されており、歪速度を  $1 \text{S}^{-1}$  に増加すると 1125~1150°C とさらに狭い温度範囲に限られてくる。(菊池 実)

**窒素を含有する Nitronic 系ステンレス鋼**

(J. A. DOUTHETT: Metal Prog., (1975) 8, pp. 50~56)

Nitronic 合金とは、窒素で強化したクロム・マンガン・ステンレス鋼で、この基本組成に Ni, Mo, Si, V などが添加されている。現在 Nitronic として下表のような 5 種類の合金を挙げることができるが、これらの合金はいずれも代表的な 300 シリーズステンレス鋼より、常温および高温強度が著しく高いステンレス鋼である。これら合金のオーステナイトは安定で、冷間加工を加えてもマルテンサイトは形成されない。また、低温における強靱性が非常にすぐれているという特徴がある。

5 種類の Nitronic の組成を下表に示すが、括弧内の記号は従来の合金の呼称である。

	C	Mn	Cr	Ni	N
Nitronic 32 (18-2Mn)	0.10	12.0	18.0	1.6	0.32
Nitronic 33 (18-3Mn)	0.05	12.0	18.0	3.2	0.32
Nitronic 40 (21-6-9)	0.03	9.0	21.0	7.0	0.30
Nitronic 50 (22-13-5)	0.04	5.0	21.2	12.5	0.30
Nitronic 60	0.07	8.0	17.0	8.5	0.14

本紹介では、これら合金の強度および耐食特性用途などが述べられている。

例えば、Nitronic 50 は低炭素合金を窒素で強化したものであり、この合金の強化および耐食性を向上させるために、さらに 2.2Mo, 0.20Nb と 0.20V を添加している。この合金の耐食性は、316 および 316L 鋼よりほとんどすべての環境下ですぐれている。焼鈍状態での常温強度は前記の合金の 2 倍程度である。さらに強化するためには冷間加工を施すが、75%加工で引張強度 170 kg/mm<sup>2</sup>, 伸び 8% となる。この合金はその耐食性が優れているために、化学工業用および海洋開発用材料として使用されている。

また、Nitronic 60 は最も新しい合金で潤滑剤を用いない金属-金属可動接触部に使用する耐摩耗合金として開発されたものである。この合金には 4.0%Si が添加されており、耐酸化性を向上させて耐摩耗性の改善を計つたものである。この合金もすでに実用化されている。

(菊池 実)

**316 型ステンレス鋼における Cr の拡散**

(A. F. SMITH: Metal Sci. J., 9 (1975) 8, pp. 375~378)

本研究はステンレス鋼の主要成分である Cr の拡散挙動を研究したものである。

Cr はそれ自身が優先的に酸化するためにステンレス鋼の酸化挙動に対して重要な役割りを果たしている。すなわち酸化により表面部分からなくなつた Cr は内部からの Cr が拡散することによつて補充される。そして内部の Cr の拡散による消耗の程度は Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 酸化膜の安定度に依存している。

本研究は Cr<sup>51</sup> の放射性同位元素を用いて結晶格子と結晶粒界の拡散係数を焼なまし状態の 316 ステンレス鋼を 925~1473 K の温度範囲で測定して以下の結果を得た。

316 ステンレス鋼の Cr の結晶格子内の拡散係数は、

1 023~1 473 K の温度範囲では次のように示される。

$$D_L = \left(6.31 + \frac{8.7}{-4.6}\right) \times 10^{-6} \exp\left(\frac{-243 \pm 3}{RT}\right) \text{m}^2/\text{s}$$

この研究と他の研究結果と比較するとオーステナイト鋼の Cr の拡散係数が Ni 量の増加に比例して大きくなるという考えは正しいとはいえない。

これに対して結晶粒界の拡散係数は 923~1 273 K の温度範囲では次のように示される。

$$\delta D_B = \left(1.5 + \frac{9.1}{-0.3}\right) \times 10^{-12} \exp\left(\frac{-191 \pm 16}{RT}\right) \text{m}^3/\text{s}$$

(ただし  $\delta$  は結晶粒界の幅)

結晶粒界の拡散係数の測定結果のばらつきは表面付近と内部の転位が影響しているためである。すなわち Cr は表面付近では主に格子拡散によって粒界に到達し、内部では転位パイプによって粒界に到達する。そして内部の転位パイプの拡散に対する寄与を正しく解析することが困難なために結果がばらつくものと考えられる。

(土山友博)

#### エレクトロスラグ溶解した鉄合金の結晶粒微細化

(J. CAMPBELL and J. W. BANNISTER: Metals Technology, 2 (1975) 9, pp. 409~415)

接種法による結晶粒微細化は軽金属については長年おこなわれているが、鉄についてはその機構はまだ明らかにされていない。本研究はエレクトロスラグ溶解で溶鉄に接種を行ない、結晶粒微細化を試みた。

供試材はほぼ純鉄に近い状態で凝固し、組織的に単純な Fe-3%Si を用いた。結晶微細化は  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$  などの酸化物,  $\text{TiC}$ ,  $\text{WC}$  などの炭化物, ホウ化物, フッ化物, 金属粉などを添加して行なった。予備実験で  $\text{TiB}_2$  が非常に有効であったため、 $\text{TiB}_2$  を用いて微細化機構を調べた。

溶解は電極送り速度 15 mm/min で行ない、溶解を始めて 4 分後に添加剤を加え、直径 38 mm, 高さ 78 mm, 約 500 g の鋼塊を作成した。結晶粒度は鋼塊の横断面でまた結晶粒の総数は縦断面で測定した。

微細化前の鋼塊の結晶粒の大きさは幅 2 mm, 長さ 10~20 mm の柱状晶であったが微細化後は等軸結晶粒になり、その直径は 0.25 g の Ti 添加で 8000  $\mu$ , 2.6 g の Ti 添加で 72  $\mu$ ,  $\text{TiC}$  で 45  $\mu$ ,  $\text{TiB}_2$  で 37  $\mu$  になった。そして  $\text{TiB}_2$  の添加量とインゴット中の結晶粒総数の関係は直線的比例関係にあるが、 $\text{TiB}_2$  の添加粒子数と結晶粒総数の間には相関関係が成立しない。したがって  $\text{TiB}_2$  は直接核とならずなんらかの形で溶解して反応し、最終的には結晶粒界に集まり、微細化に寄与する。C が存在しない状態では  $\text{TiB}_2$  を添加しても微細化がおこらないことから、 $\text{TiB}_2$  は一部が溶解して  $\text{TiC}$  を形成し、この  $\text{TiC}$  が結晶の核になる。一方 B は結晶の粒成長を抑制するとともに、分配係数が小さいので B に富んだ液相を形成し、凝固する前の液相を過冷却状態にするため、核生成を促進させて結晶の微細化がおこると考えられる。

この結晶微細化は結晶構造に敏感で BCC 相に有効であるが、ステンレス鋼のような FCC 相の材料では効果がなかった。

(石川 準)

V, Nb あるいは Ti で酸化した高強度低合金鋼のひずみ時効

(M. S. RASHID: Met. Trans., 6A (1975) 6, pp. 1265~1268)

ひずみ時効は低炭素鋼において観察されており、これによつて強度は増大し靱性は低下する。この原因は他元素と結合していない炭素あるいは窒素のような侵入型原子が転位のところに移動してゆき、これを固定するためであると一般的に考えられている。低合金高張力鋼 (HSLA) の組成は低炭素鋼と似ているがその強度はかなり大きい。この強度増加はしばしば結晶粒の微細化によつて得られる。また V, Nb あるいは Ti を少量添加すると固溶強化及び析出強化によつてさらに強度は増加する。このような合金元素の添加にもかかわらず、他元素と結合していない自由な侵入型原子はこれら HSLA 鋼中に依然として存在するはずであり、このためひずみ時効の現象が生ずる。この論文は商業的に用いられている V, Nb あるいは Ti で強化した HSLA 鋼におけるひずみ時効の効果を熱間圧延した低炭素鋼における同様の効果と比較したものである。

試料は 3 種類の HSLA 鋼と比較のための低炭素鋼の 4 種類である。各々の鋼に対して 12 本の試片を 1 組として、それぞれ引張りによつて予ひずみを与えた。予ひずみは GL 72 mm に対して最小は約 0.01 mm/mm, 最大は供試材の破断伸びの約 75% になるように選んだ。予ひずみ後の時効は 205°C で 1hr, Ti, V-HSLA 鋼及び低炭素鋼については 205°C, 4hr の時効も行なった。ひずみ時効試片はすべて常温で破断するまで引張った。

得られた結果を要約すると、(1) HSLA 鋼はひずみ時効を起こしやすく、これは侵入型溶質原子によるものである。(2) ひずみ時効による強度増加は低炭素鋼の場合とおおよそ同じである。(3) 予ひずみが大きいと HSLA 鋼における靱性の低下の割合は、供試材の破断伸びに対して同じ割合で予ひずみを与えた低炭素鋼のそれとおおよそ同じであるが、絶対値で考えると HSLA 鋼の残留靱性は低炭素鋼の 25~50% である。(4) ひずみ時効の速度は HSLA 鋼における方が低炭素鋼より遅い。

(田中 徹)

分散強化型金属の高いクリープ活性化エネルギーについて (R. W. LUND and W. D. Nix: Met. Trans., 6A (1975) 7, pp. 1329~1333)

分散強化型金属のクリープ研究で、しばしば非常に高いクリープ活性化エネルギーおよび応力指数を示すが、これらのことに関して十分な説明はなされていない。本論文は、この高いクリープ活性化エネルギーについて、新しくかつ簡単な説明を与えることを目的としている。

解析には、加工熱処理した Ni+2 vol% $\text{ThO}_2$  に関して WILCOX と CLAUSER が得たデータを用いている。

WILCOX らは、一般的なクリープの式 (1)  $\dot{\epsilon}_s = A_1 \sigma^n \exp(-Q_c/RT)$  (2)  $Q_{app} - Q_c = -R(\ln \dot{\epsilon}_s / \partial(1/T))_0$

[ $\dot{\epsilon}_s$ : 定常あるいは最小のクリープ速度,  $A_1$ : 構造敏感定数,  $Q_c$ : クリープ活性化エネルギー,  $Q_{app}$ : みかけの活性化エネルギー] を用いているが、高いみかけの活性化エネルギーは、弾性係数の温度依存性によるものであると考え、ここでは次式を用いる。(3)  $\dot{\epsilon}_s = A_2 (\sigma/E(T))^n \exp(-Q/RT)$  (4)  $Q_c = Q_{app} + nRT^2/E \cdot dE/dT$  [ $E(T)$ : 試験温度での弾性係数]。ここで、温度依

存性を持つ弾性係数は、みかけの活性化エネルギーに大きく寄与することも可能で、みかけの活性化エネルギーと自己拡散の活性化エネルギーの差は、この弾性係数の寄与によりほとんど完全に説明される。この弾性係数による修正は、高温および高い応力指数をもつ材料に対して特に重要である。

活性化エネルギーを知る別な解析法として (3) 式を用い、 $\dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$  vs  $(\sigma/E)$  のデータプロットを行ない、活性化エネルギーとしては、電子計算機を用い、データが直線に最もよく近似できるときの  $Q$  の値を採用する。

以上 2 つの方法で得られた活性化エネルギーは、 $W_{I-LCOX}$  が求めた値の約  $1/3$  となり、純 Ni の自己拡散の活性化エネルギーに近い値となることを示している。

(浜上和久)

#### 中程度の歪速度でのオーステナイト鉄の引張破壊

(P. J. WRAY: Met. Trans., 6A (1975) 7, pp. 1379~1391)

オーステナイト鉄を温度  $950 \sim 1350^\circ\text{C}$ 、歪速度  $2.8 \times 10^{-5} \sim 2.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$  の範囲で引張試験し、その破壊挙動を系統的に調べた。

使用した鉄の中で最も純度の高い帯溶融精製鉄では、本試験条件下での破壊はすべて、まず多重ネッキングに始まり、ついで 1 つのネックだけが成長を続けるようになり、最後にそのネック内の一点で分離するという過程をとる。このように塑性変形の進行のみで破壊にいたる塑性破壊は、試料の純度を下げた電解鉄、Fe-0.05% C および Fe-5.2% Mn でも高温では観察されるが、試料の純度が下がると低温では塑性破壊以外の破壊機構によつておおい隠されてしまう。すなわち、低温で歪速度が大きい場合は、第 2 相粒子の存在個所から破壊し歪速度が小さい場合は、クリーブ破断と類似した結晶粒界破壊が起こる。

変形中に再結晶が起こるが、これは塑性破壊に対しては、早期のネッキングを惹き起こしたり、ネッキング後の分離切断を遅滞させ非常に細長いネックの形成に与えることもある。粒界破壊に対しては、再結晶によつて旧結晶粒界が消失し新しい粒界が形成されるために、クラックの核形成が減少し、またすでに形成されたクラックも安定化される。再結晶により繰返し軟化が起こるために、クラックが塑性的に大きな空隙となる。

破壊過程に関与するネッキングの開始、再結晶、破壊様式を破壊図にまとめた。破壊図とは、例えば横軸に歪(断面収縮率)縦軸に変形温度あるいは歪速度などを取り、ネッキング開始の歪、再結晶開始の歪、粒界破壊開始の歪、最終破壊の歪などをプロットしたもので、これによれば上記の各過程がどのように影響しあうかを一目で見ることができる。

(菊池 実)

液体ヘリウム温度下での超微細粒 Fe-Ni 合金の破壊靱性 (S. JIN, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 8, pp. 1569~1575)

本論文は、Fe-12Ni-0.25Ti-0.001C 合金の極低温における靱性を調べたものである。

熱間圧延後、 $900^\circ\text{C}$  で 2hr 焼なましした試料を  $730^\circ\text{C}$  ( $\gamma$  域) に 2hr 加熱後空冷し、さらに  $650^\circ\text{C}$  ( $\alpha +$

$\gamma$  域) に 2hr 加熱後空冷する熱処理を交互に 2 回繰り返して、粒径が  $0.5 \sim 2 \mu\text{m}$  のものを得た。(熱処理の繰り返しの従つて、最初から 1A, 1B, 2A, 2B と試料を名づける。) 比較材に市販 9%Ni 鋼, 304 ステンレス鋼を用い、 $4.2\text{K}$  から  $77\text{K}$  の温度範囲で、著者らの製作した装置で、破壊靱性値などを測定した。破壊靱性値は、COD 試験によつて求めることにし、 $K_{IC}$  値を Witt の等価エネルギー理論による式で計算した。

X線による測定で、残留オーステナイト量は、9% Ni 鋼で 4~6%、304 ステンレス鋼で 100%、1A, 2B とともに 0% であった。

1A, 2B の  $4.2\text{K}$  での応力-歪曲線にセレーションが見られたが、これは、残留オーステナイトがなかったこと、双晶ができなかったことから、変形時の試料温度の断熱上昇によるものと思われる。

結論として次のことが得られた。

(1) フェライト系 Fe-12Ni-0.25Ti 合金の遷移温度は、前記の熱処理法によつてえられた超微細粒化により鋭いクラックの存在下でも、 $4\text{K}$  以下となる。

(2) 超微細粒 Fe-12Ni-0.025Ti 合金は、304 ステンレス鋼と同様に、極低温でも延性を有し、さらに強度、靱性ともすぐれている。

(3) 具体的には  $77\text{K}$  で  $K_{IC} = 307 K_{Si} \sqrt{in}$ ,  $\sigma_y = 149 K_{Si}$ ,  $6\text{K}$  で  $K_{IC} = 232 K_{Si} \sqrt{in}$ ,  $\sigma_y = 195 K_{Si}$  の値が得られた。

(長井 寿)

チタンで脱ガスした鉄合金の遷移温度におよぼす結晶粒度と残留オーステナイトの影響

(S. JIN, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 9, pp. 1721~1726)

侵入型固溶原子を含まない鉄基合金の遷移温度におよぼす結晶粒度と残留オーステナイトの影響に関する研究がいくつか報告されている。この研究はチタンで脱ガスした Fe-8Ni-2Mn-0.15Ti 合金の同一強度レベルにおける引張特性と遷移温度におよぼす結晶粒度と残留オーステナイトの影響について調べたものである。

供試材はアルゴン中で高周波溶解したインゴットを熱間鍛造して  $1.3\text{mm}$  厚の板にしたもので、焼鈍後熱処理して使用した。残留オーステナイト量は X 線回折法で求め液体窒素温度において引張試験を、種々の温度においてシャルピー衝撃試験を行なつた。熱処理は焼鈍後  $\gamma$  領域で再焼鈍、さらに ( $\alpha + \gamma$ ) 領域で恒温変態させ、これを 2 回くり返し結晶粒を  $38 \mu\text{m}$  から  $1.5 \mu\text{m}$  に微細化し、残留オーステナイトはさらに  $550$  および  $600^\circ\text{C}$  に加熱後、水冷して得た。

液体窒素温度における引張特性は、結晶粒の微細化により絞り率が 45% から 69% に増加し、残留オーステナイトを導入することにより 73~75% に増加した。伸びについても同様の傾向が見られ、微細化せずに残留オーステナイトの導入だけでも引張延性はかなり向上した。

遷移温度については結晶粒度の影響が大きく、 $38 \mu\text{m}$  から  $1.5 \mu\text{m}$  まで微細化することにより  $162^\circ\text{C}$  も低下し、 $8^\circ\text{C}/\text{mm}^{-1/2}$  という強い結晶粒度依存性が観察された。

微細化した組織に安定化した残留オーステナイトを 5% 導入すると遷移温度はさらに  $120 \sim 150^\circ\text{C}$  低下した。

残留オーステナイトの導入による遷移温度の低下の効果は粗大粒合金に対してよりも微細粒合金に対してより大きいことが解つた。(松井建造)

#### 低炭素鋼の熱間延性におよぼす熱履歴と組成の影響

(G. A. WILBER, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 9, pp. 1727~1736)

低炭素鋼の熱間延性は連続鑄造、鍛造や圧延などの熱加工、溶接による加工などで重要な役割を演ずる。これまで熱履歴に関してはあまり注目されていなかつたので種々の熱履歴を持つ材料の組織と熱間延性について研究した。

供試材は熱間圧延した 1.27 mm  $\phi$  の棒で 0.025~0.07% C, 0.29~0.64% Mn の低炭素鋼で、Mn/S の影響を調べた試験では Mn/S 比を 14~80 まで変化させた。試料は Ar 雰囲気中で試験したが、ジルコン管に封入し、抵抗加熱によつて、連続鑄造を想定した溶解も含む種々の熱履歴を与え、凝固あるいは加熱直後に引張試験を行ない、破断後の直径で延性を評価し、組織観察を行なつた。

鑄造材および圧延のまま加熱した試料では、比較的短時間 1316°C 以上の温度で保持後空冷した場合、約 1204°C で熱間延性の急激な減少が起きたが、871°C (オーステナイトからフェライトへの変態点) 以下の温度から加熱する場合、1316°C 以下の温度で等温保持後空冷すれば、熱間延性の低下は生じなかつた。

次に Mn/S 比と熱間延性の関係を 871~1093°C の範囲で調べた結果、ここで使用した材料の Mn/S 比は十分大きいにもかかわらず、比の低下とともに延性は減少した。しかし他の成分の影響は無視できた。

引張試験片の破面の組織および X 線回折の結果、オーステナイト粒界に沿つて、(Mn, Fe)S の偏析とともにマイクロクラックが観察された。

以上のことからオーステナイトの延性の遷移機構は、1) オーステナイト粒界へのマイクロクラックの形成と伝播の結果である。2) この延性の減少を起こす最初の組織上の変化は、オーステナイト粒界への S の偏析と微小な (Mn, Fe)S 介在物の析出である。そして S の析出と同様に、窒化物や炭化物の析出が熱間延性を低下させ、これらの析出は熱履歴の結果生ずることが解つた。

(玉井啓三)

#### 304 ステンレス鋼の低サイクル疲れ挙動に及ぼす表面あらしの影響

(P. S. MAIYA and D. E. BUSCH: Met. Trans., 6A (1975) 9, pp. 1761~1766)

疲れき裂の多くは構造物の表面に発生することから、疲れ寿命は表面の状態に敏感である。本研究は表面あらしが低サイクル疲れの寿命、き裂発生およびき裂伝ばに及ぼす影響を調べたものである。

供試材は 304 ステンレス鋼である。試験片は 4 種類の表面あらしを有する砂時計型試験片(最小直径 6.35 mm)を使用した。表面あらしは R. M. S. 値を用いて整理した。試験は 593°C の空気中において、ひずみ制御で行なつた。ひずみ速度と全ひずみ振幅はそれぞれ  $4 \times 10^{-3} s^{-1}$  と 1% に固定した。また、き裂伝ば過程を調べるために、破面を走査電子顕微鏡で観察した。

疲れ寿命は表面あらしに依存し、表面あらしが増加すると減少する。疲れ破面にはき裂発生近傍を除いて全面にストライエーションが観察される。ストライエーションの間隔を測定することによつて、き裂長さ  $a$  と繰返し数  $N$  の関係を求めた。その関係は表面があらしで、長寿命となる場合には  $\ln a \propto N$  となるが、表面があらしで低寿命となる場合はき裂が長くなると  $\ln a \propto N$  の関係から外れる。このき裂長さ  $a$  と繰返し数  $N$  の関係を外そうして、き裂が 0.1 mm ( $\approx 1$  結晶直径) の長さになるまでの繰返し数を求め、それをき裂発生回数とした。き裂発生回数  $N_0(R)$  は表面あらしが増加すると減少し、この両者の間には  $N_0(R) = 1012R^{-0.21}$  の関係が成立した。これらの結果から、表面あらしは疲れき裂の伝ば過程よりも、むしろき裂の発生過程に大きな影響を及ぼすことがわかつた。(松岡三郎)

#### —物理冶金—

#### 非熱活性マルテンサイト変態と等温マルテンサイト変態の相互関連について

(S. K. GUPTA and V. RAGHAVAN: Acta Met., 23 (1975) 10, pp. 1239~1245)

非熱活性 (athermal) マルテンサイト変態 (A 変態) においては、変態温度とマルテンサイト生成量に直線関係が認められている。本論文の目的はこの関係が等温 (isothermal) マルテンサイト変態 (I 変態) においても存在するかどうかを調べることによつて、A 変態は I 変態が高速度で生じたものであるという理論の妥当性を検討することである。I 変態の場合の最終マルテンサイト生成量 ( $f_{lim}$ ) は、Pati と Cohen によつて得られた反応速度式を好便に分解し、非線型最小 2 乗法を用いて従来他の研究者によつて実測された時間対マルテンサイト量曲線の長時間部と合致させる方法により求めた。ただしこの際、マルテンサイト変態後期においてはマルテンサイト・ラス 1 個の平均体積が変態温度、変態量によらず一定であると仮定し以下のような結果を得た。 $f_{lim}$  は変態温度 (T) が低くなるに伴い増加するが C 曲線の鼻の温度より低くなると減少する。T 対  $-\ln(1-f_{lim})$  曲線 T 対  $f_{lim}$  曲線を外挿して Ms 点を求め (T-Ms) 対  $-\ln(1-f_{lim})$ 、(T-Ms) 対  $f_{lim}$  にプロットしなおすと、従来 A 変態において得られていると同様な直線群が得られ両変態間の強い相互関連が示唆された。さらにこれらの直線の勾配をオーステナイトとマルテンサイト間の自由エネルギー差の温度係数に対しプロットすると、低炭素 Fe-Ni-Cr 合金系および低炭素 Fe-Ni-Mn 合金系で 1 つの直線 (A)、低炭素 Fe-Ni 合金系で 1 つの直線 (B) にのることがわかつた。この結果は Brook らによる Ni 鋼 (C 直線)、Cr 鋼 (D 直線) における A 変態の場合の結果と一致する。しかし直線 A と直線 C、D の勾配を比較すると前者の方が大きい。これは非熱活性変態をする合金系においては熱的安定化により変態の進行が妨げられることによるものと考えられる。直線 B は勾配が非常に大きく、また直線 A となめらかに連続しているようにも見られる。さらに直線 B は  $-df_{lim}/dT$  が全体に大きい、これはこの合金系に見られる弾性の異常性から 1 部説明されるものと考えられる。(柴田浩司)

低合金鋼中の V-Ti 炭化物の電界イオン顕微鏡による研究 (G. L. DUNLOP and P. J. TURNER: Metal Sci. J. 9 (1975) 8, pp. 370~374)

強力な炭化物生成元素である V や Ti は, NaCl 型の結晶構造をもつ炭化物を形成する. これらの炭化物 (VC, TiC, TaC, NbC など) は互に焼結した時かなりの固溶度を有し, VC-TiC 系のように原子半径差が 13% 以下の場合には完全に固溶することも知られている. 本実験では, 鋼の中で分散状態にある炭化物においても焼結の場合と同様の固溶挙動がとられるか否かを, i) 供試材として V, Ti 両者を含有する低合金鋼 (Fe-0.08C-0.18V-0.13wt%Ti) を用い, ii) 高倍率の暗視野電顕像と, アトム・プローブ電界イオン顕微鏡 (以下 AP-FIM) とを用いることにより, 研究を行ない, 以下の結果を得た.

1) 短時間の等温変態 (725°C 又は 800°C × 5~10 min) では等軸フェライトと分散した炭化物が析出する. この炭化物は相間析出の過程により析出したもので, NaCl 型の結晶構造を有し, Baker-Kutting による  $\{100\}_{MC}\{100\}_a$ ,  $\langle 100 \rangle_{MC} // \langle 100 \rangle_a$  なる方位関係を満足しており最大寸法は変態時間より 2~6 mm である. また AP-FIM により炭化物粒子には Ti, V, C および少量の Fe を含むことがわかった.

2) 長時間変態させ (800°C × 27hr) 大きな炭化物 (~20nm) を生成させ, 精密に調べたところ, この炭化物の組成は, 近似的に,  $(V_{0.45}Ti_{0.55})C_{0.84}$  であることがわかった. このことより混合炭化物の結合エネルギーは大體 TiC-45%VC の組成のとき最大になると考えられる. また, この時僅かな Fe も検出されなかつたことから, 炭化物中の Fe は長時間の変態により消失することがわかった. (佐藤隆樹)

亜共析鋼におけるパーライト組成の層間隔とその形態 (D. CHEETHAM and N. RIDLEY: Met. Sci. J., 9 (1975) 9, pp. 411~414)

0.22~0.82%C を含む高純度 Fe-C 合金の等温変態生成物を調べ以下の結果を得た.

1) 本供試鋼でのパーライトの層間隔は等温変態温度の低下とともに減少する. 2) 一定の変態温度下では, C 濃度が減るとパーライトの層間隔は増大する. 3) 一定の変態温度下では, パーライトの C 濃度は, 供試鋼の C 量の低下ともない減少している. これは, 一定温度下でのパーライトの C 濃度は, 供試鋼の C 量に依存しない, という Hultgren の外そう法による予想に反した結果である. 4) 供試鋼の C 量が減少するにつれパーライトの分解度は増大する. また, フェライトの析出が抑えられると, パーライトの C 濃度は低下する. 5) 高炭素の供試鋼においては, かなりの量の層状パーライトが生成している. 低 C で, 低温側で等温変態させられた場合, パーライト組織のセメンタイトは, 平行に並んではいるが不連続になる. これはパーライト中のセメンタイト量が比較的少ないため層状組織を安定化しようとする異方的な表面エネルギーの働きが, 制限されるためと考えられる. 6) 残存しているオーステナイトや初析フェライトの粒界に, セメンタイトはよく析出している. フェライトのあとにセメンタイトが析出する場合, 層状パー

ライトの成長はそのセメンタイトからはじまり, 粒界セメンタイトと, 層状セメンタイトは連続のように見える. そうでない場合, セメンタイトからの成長はそのまま, 層状組織にはつながらない. 7) これらの挙動の差は, フェライトやセメンタイトがそれぞれ析出した後の未変態オーステナイトの C 濃度の違いにより説明される.

(佐藤隆樹)

7 つの商業用オーステナイトステンレス鋼の積層欠陥エネルギー

(R. E. SCHRAMM and R. P. REED: Met. Trans., 6 A (1975) 7, pp. 1345~1351)

積層欠陥エネルギー ( $\gamma$ ), は, たとえば, 金属の加工硬化及びクリープ挙動に支配的な因子である転位の交差すべり及び上昇運動に影響を及ぼす. このように  $\gamma$  は実際的にも理論的にも興味ある問題である. 従来まで測定されている  $\gamma$  は 2 元合金におけるものが主で, 3 元系において測定されている場合でも, 高純度の実験合金のデータがあるだけである. 本研究は 7 種類の商業用オーステナイト鋼の  $\gamma$  を測定し, いままで得られている結果と比較したものである. なお,  $\gamma$  の測定法はいくつか存在するが, ここでは  $\gamma$  が 10~100 mJ/m<sup>2</sup> (=erg/cm<sup>2</sup>) と広い範囲にわたっている場合に好都合と考えられる X 線法を用いた.

用いた試料は AISI 304L, 305, 310S, 316, 21Cr-6Ni-9Mn, 22Cr-13Ni-5Mn 及び Hadfield 鋼の 7 種類である. X 線測定用試料は AISI 304L は棒状試料, 他はすべてやすりがけによる粉末を用いた. 積層欠陥は f.c.c 金属中では (111) 面に生ずるが, このとき回折線の位置は積層欠陥のない場合に比べてずれる. したがって原理的にはこのずれを測定することによつて  $\gamma$  を測定することができる.

得られた結果を要約すると, (1) X 線法を用いて得られた  $\gamma$  の値は透過電顕法によつて転位節の半径から求めた  $\gamma$  の値ときわめてよい一致を示した. しかし, 広範囲にわたる  $\gamma$  の測定法としては X 線法の方が好都合である. (2) これまで文献で報告されたデータの単純な回帰分析によると, Fe-Cr-Ni オーステナイト鋼において Ni と C の添加は  $\gamma$  を増大させるが, Cr, Si, Mn 及び N は  $\gamma$  を減少させる傾向にある. (3) 本実験での主な合金元素と  $\gamma$  との関係は,  $\gamma = -53 + 6.2(\%Ni) + 0.7(\%Cr) + 3.2(\%Mn) + 9.3(\%Mo)$  (mJ/m<sup>2</sup>) で表わされ, この式を用いるとすでに報告されているデータもだいたいうまく整理される. ただし, 上記(2)と比較して Cr と Mn の効果が逆になつていること, Ni の効果がいままで報告されている値より少し大きいなど異なる点が存在するが, これは商業用鋼には常に不純物元素が存在しており, この影響がからんでいるためと推定している. (田中 徹)

18Cr-2Mo 系フェライト鋼の 475°C 脆性の機構

(P. JACOBSON, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 8, pp. 1577~1580)

本研究は Ti で安定化した 18Cr-2Mo 鋼の 475°C 脆性の機構を硬さと引張強さを測定することによつて行なっている. Cr 鋼の 475°C 脆性は  $\alpha'$  として表示される Cr リッチなフェライトの析出によるものと考えられて



いるが、これらの研究はほとんど 20% 以上の Cr 鋼について行なわれたものである。最近では GROBNER は 14~18% の Cr 鋼にも 475°C 脆性が存在しており、これは転位上への Cr リッチな  $\alpha'$  相の析出によるものとしている。

本研究の目的は 18% Cr 鋼における 475°C 脆性が転位上に析出することによつて起こるといふ Cottrell-Bilby-Harper の理論に一致するかどうかを確認するとともに、その硬化機構について詳細に研究することである。

硬さと引張試験の結果より時効時間の増加は、硬さの増加と延性の低下をもたらし、また電顕観察から、Ti (C, N) の析出が粒界と亜結晶粒界に出ているのがわかる。また 500hr 以上時効したものは微細な析出物が転位上に観察されており、これは COTTRELL らによつて述べられている理論と一致している。またこの析出物は GROBNER によつて類似の鋼において示された  $\alpha'$  相と同じ結晶格子を持っている。比較的 Cr 量の少ない Cr 鋼の 475°C 脆性と軟鋼の歪時効との間にいくつかの類似点があり、両者とも転位上に析出が起こるといふ COTTRELL らの理論によるものと、摩擦力の増加によるものが考えられるが、Cr 鋼の場合は後者の寄与が大きい。

本研究だけでは時効中の機械的性質の変化に対する一般的な考察に対しては限界があるけれども、亜結晶粒界が強化に対して重要な役割を果していることは明らかである。(土山友博)

#### 停留疲労き裂の解析

(D. N. LAL and V. WEISS: Met. Trans., 6A (1975) 8, pp. 1623~1629)

V型切欠底での停留き裂形成について、切欠底もしくはき裂先端前方の臨界応力場の拡大とその結果生ずる局所的な材料の強度変化を考慮して解析した。

切欠底からのき裂発生に必要な最小の局所的繰返し応力は平潜材疲労限  $\sigma_e$  に等しく、き裂伝播に必要な最小の局所的応力はその材料の理論強度  $\sigma_c$  に等しいとする仮定を設け、切欠半径  $\rho$  が臨界半径  $\rho_0$  以下であるならば、切欠底で停留き裂が形成されるという切欠材疲労限のモデルを提案した。

この  $\rho_0$  は材料定数であり、既知の材料特性から推定されうる。すなわち、切欠き深さ  $d \geq \rho_0$  のとき、

$$\rho_0 = 2.25 \left( \frac{\sigma_c}{\sigma_e} \right)^2 \rho_F^*$$

$d \gg \rho_0$  のとき、

$$\rho_0 = 6 \left( \frac{\sigma_c}{\sigma_e} \right) \rho_F^*$$

である。ここで  $\rho_F^*$  は欠陥の間隔である。この  $\rho_0$  の推定値は、鋼や純銅の実験値と良い一致を見た。ただしこれらの式が適用できるのは、その応力場が連続体力学によつて合理的に表記できる場合に限られる。

$\rho_0$  より大きな切欠半径を有する切欠材の疲労限は、本質的にき裂発生律速であり、次式から推定されうる。

$$\sigma_{Ne} = \sigma_c / K_t \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4\rho^*}}$$

一方、 $\rho_0$  より小さな切欠半径を有する場合の疲労限は

伝播律速であり、この場合には  $d \gg \rho_0$  なら

$$\sigma_e = \sigma_c \sqrt{3\rho_F^*/2d}$$

で与えられる。ここで  $\sigma_c = 0.1E$ ,  $\rho_F^* = 0.025 \mu\text{m}$  で Neuber 定数  $\rho^*$  は実験的に求める必要がある。

このモデルにより、切欠材の疲労限は鈍い切欠の場合にも鋭い切欠の場合同様に非常に正確に求められうる。(堀部 透)

## —合 金—

### ガスタービン用材料

(R. J. GLENNY, et al.: International Metallurgical Rev., 20 (1975) 3, pp. 1~28)

28 ページにわたり 257 の文献を引用して英国及び米国を中心とするガスタービン用材料の展望を行なっている。まず代表的なジェットエンジンの構造とその部品材料に要求される性質を概説している。入口温度は年 25°C の割合で上昇し、英国では現在 1380°C にも達した。軽合金の利用は圧縮機などの低温部に限定され、Al 合金は 180°C まで、Ti 合金は約 550°C まで実用されている。とくに最近のエンジンでは重量で圧縮機の 60~90% が Ti 合金である。焼結 Al 合金 SAP は高温強度は大きい低温では弱くコストも高いので用いられない。鋼は初期のガスタービンのディスクに広く用いられ、G 18B のようなオーステナイト系や低合金あるいは 13% Cr 系のマルテンサイト鋼が種々開発利用された。今日、ディスクや動翼は Ni 合金、Ti 合金にかなり置換されたが、1972 年の米国製般空エンジンでは総重量中、Ti 合金の 18~25%、Ni、Co 合金の 55~60% に対し、鋼はなお 15% を占めている。Ni 基耐熱合金は鍛造品、鋳造品及び薄板として動静翼、燃焼筒などに広く用いられる。Ni 合金の開発は 1940 年代初頭の 80Ni-20Cr に 0.3%Ti と 0.1%C を添加した Nimonic 75 に始まり、その後各種元素の添加による固溶強化と  $\gamma'$  相 (Ni<sub>3</sub>Al) の析出強化の組合せ利用、真空溶解や押出加工あるいは精密鋳造などの製造技術上の進歩とともに急速に発展し、鋳造合金では 12 成分以上の合金元素を含むものも珍しくなくなつた。一方、Co 基耐熱合金も Vitallium を改良した HS 21, X40 (HS 31) 以来、耐火金属元素の添加による固溶強化と炭化物による強化を主軸として発展した。今日では高温強度の面で Ni 基合金に一步を譲つてはいるが、耐食性、耐衝撃性、耐熱疲労性その他の利点から静翼などに賞用されている。

これらのほか、方向性凝固、焼結合金、加工熱処理、組織安定性、腐食防食上の問題、Cr 合金、耐火金属の合金、セラミックス、繊維強化複合材料などの性質あるいは動向などについても述べ、最後に将来への展望にも触れている。(田中良平)

### 加工熱処理を施した BeO 分散型 Ni 合金における組織と性質の関係

(M. S. GREWAL, et al.: Met. Trans., 6A (1975), 7, pp. 1393~1404)

金属の高温強度と安定性は、細かい安定な耐火性酸化物の均一分散により非常に改善され、またそのような分散強化型合金は、適切な加工熱処理によつてさらに強化安定化されることはよく知られているが、この強化機構