

エネルギー開発を支える 鉄系耐熱材料の組織制御

太田 定雄*

Sadao OHTA

Control of Microstructure of Iron-Base Heat Resisting Materials for New Energy Processes

1 緒言

21世紀に向けて既存のエネルギー・プロセスの高効率化と新しいエネルギー源の開発が積極的に進められているが、エネルギー・プロセスは熱効率を高めるためますます高温化し、耐熱材料の開発がその実現の鍵を握っている。

鉄系耐熱材料は強度—延性バランス、加工性、溶接性および経済性がすぐれ、火力発電、原子力発電などの高温化では最も重要な役割を担っている。この分野では超々臨界圧発電、複合発電の配管系、過熱管、タービン・ロータ用に改良型9Crあるいは12Cr鋼、高強度オーステナイト系ステンレス鋼、鉄基超合金が、廃棄物発電の過熱管に高耐食性Fe-高Cr-高Ni合金が、また高速増殖炉の燃料被覆管、核融合実験炉の第一壁構造材用に改良型オーステナイト系ステンレス鋼、酸化物分散型12Cr鋼などが開発されている。

一方、新エネルギー・プロセスの多くは最高温度が1300Kより高いが、熱効率を高めるため1300K以下のプロセスとの組み合わせとなり、そこでは鉄系耐熱材料が主要な役割を果たし、例えば燃料電池発電のリフォーマ、セパレータ、熱交換器用に高Cr-高Ni耐熱鋳鋼、改良型オーステナイト系ステンレス鋼、Fe-Cr-Ni合金などの新材料の開発が活発に進められている。

これらの新材料には使用条件に応じてクリープ強度、低サイクル疲労寿命、高温耐食性あるいは耐スウェリング性などが要求されるが、高温化に伴ってはクリープ強度の改善が最も重要な課題となる。

ここでは、いろいろのエネルギー・プロセスで開発が進められている鉄系耐熱材料において、最も重要な特性であるクリープ強度を向上させるための組織制御について述べる。

2 鉄系耐熱材料の組織

図1および図2に、各種のフェライト系およびオーステナイト系耐熱鋼の組織を模式的に示す。エネルギー・プロセス用に開発中の耐熱鋼は各図の右側にあたり、フェライトあるいはオーステナイトの固溶体の地、炭化物、金属間化合物あるいは酸化物の分散相、および析出物を伴った粒界

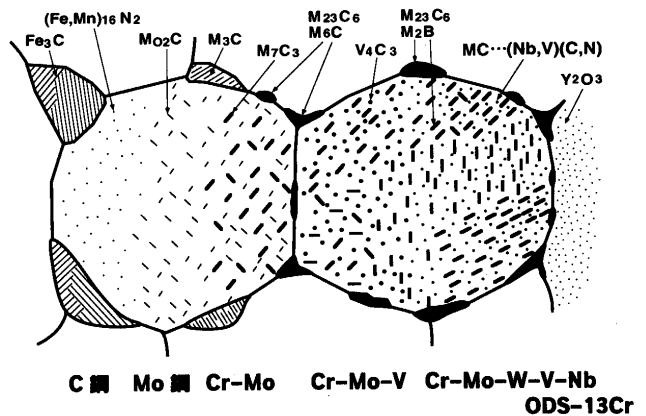


図1 フェライト系耐熱鋼の組織 (模式図)

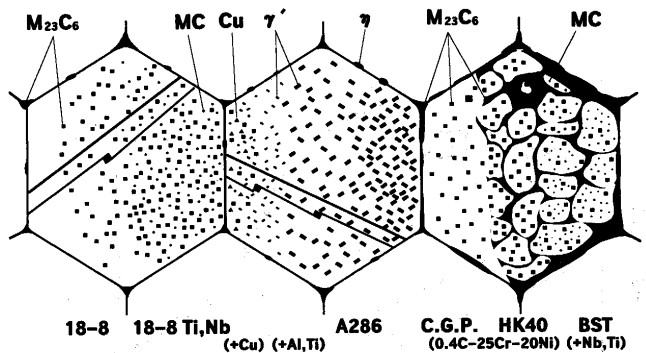


図2 オーステナイト系耐熱鋼の組織 (模式図)

平成4年11月25日第29回金属関係六学協会東北支部連合シンポジウム「21世紀を支える鉄鋼材料の新しいメタラジー」にて一部発表
平成5年7月12日受付 平成5年9月10日受理 (Received on July 12, 1993; Accepted on Sep. 10, 1993) (依頼解説)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼生産本部技師長 (Iron & Steel Production Division, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675)

Key words: steel for elevated temperature; energy; creep; alloying element; grain boundary; precipitation; solid solution.

より構成され、これらの固溶体の地、分散相および粒界の挙動がクリープ強度に大きな影響を及ぼす。従って、新しい材料の開発に当たっては、これらの挙動に影響を及ぼす因子を十分に考慮して組織を制御することが重要である。

3 固溶体の地

鉄系耐熱材料ではNi, Cr, Co, Mo, W, Si, Mn, Nなどが地に固溶する。

木村ほか¹⁾は、図3のように各種の炭素鋼、低合金鋼の10⁵h以上の長時間クリープ破断強度が少量のMoを含む炭素鋼の強度に収斂することから、基底クリープ強度の概念を提出し、これには固溶体強化および結晶粒度が影響するとしている。エネルギー・プロセスで鉄系耐熱材料はますます高温—長時間側で用いられる傾向にあり、このように長時間側のクリープ強度を規定する固溶体の地の強度が重要になると考えられる。

一般に応力が高く、ひずみ速度が比較的大きい条件下では固溶体のクリープ変形は転位のすべりに律速され²⁾³⁾、この場合の強度には転位の溶質雰囲気ひきずり機構が関係し、溶質原子の拡散定数、寸法効果が影響すると考えられる⁴⁾⁵⁾。

一方、ほとんどの鉄系耐熱材料は数万hから10万hに1%のひずみが問題となるような条件下で使用され、このような低応力、低ひずみ速度の場合にはクリープ変形は転位の上昇運動をともなう回復に律速されると考えられる³⁾⁶⁾。

回復に律速される場合の固溶体のクリープ速度は、一般に下のように示される⁷⁾。

$$\dot{\epsilon} = A \left(\frac{\sigma}{E}\right)^n \gamma^m D_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (1)$$

$\dot{\epsilon}$: クリープ速度 σ : 応力 E : 弾性係数 γ : 積層欠陥エネルギー D_0 : 拡散定数 Q : 拡散の活性化エネルギー
 R : ガス定数 T : 温度 A, n, m : 定数

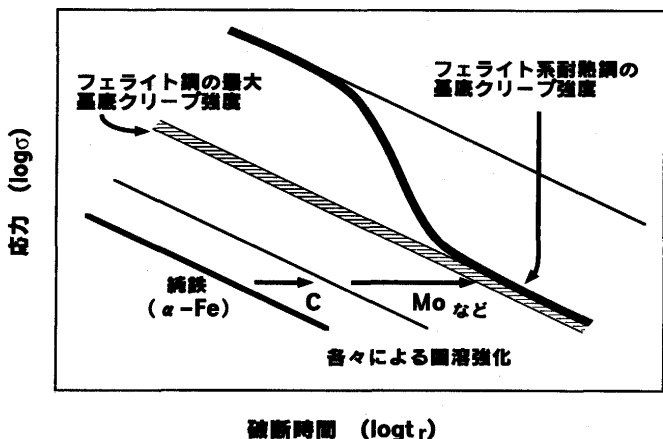


図3 フェライト系耐熱鋼の基底クリープ強度の概念図¹⁾

これによると、固溶体のクリープ強度は弾性係数、積層欠陥エネルギーおよび拡散の活性化エネルギーに影響される。

最近、電子論に基づいた合金設計法がいくつか提出されているが、森永ほか⁸⁾は固溶体の電子状態を示すパラメータとして、d電子軌道エネルギーレベルMdおよび結合次数B₀を提案し、いろいろの合金の弾性係数がB₀と関連していること、また鉄基合金で積層欠陥エネルギーがMd、拡散の活性化エネルギーがB₀によってよく評価できることを示した。

さらに、Fe-Cr-Ni合金で地の合金元素濃度を高めるとσ相などの第2相を生じ、これがクリープ強度に大きな影響があるが、森永ほか⁸⁾はこのような相の関係がMdによってよく推定できることを示した。

このような合金設計法は主にニッケル合金に適用されているが、鉄系耐熱材料の長時間強度向上のため、固溶体の地の強化を図る場合にも有用であると考えられる。

4 分散相

鉄系耐熱材料のほとんどは析出強化型でクリープ強度に分散相が最も影響を及ぼすが、耐熱材料では高温で使用中に分散相の析出、粗大化などの変化が起き、開発に当たってはこの変化を考慮することが最も肝要である。

鉄系耐熱材料の使用中の分散相の変化は次のように大別される。

- (1) 使用前に固溶化熱処理を施し、使用中に析出させる。
- (2) 使用前に分散相の一部を析出させ、使用中に残りを析出させる。
- (3) 使用前に分散相の析出をほぼ完了させ、使用中には析出がほとんど起きない。

析出強化型耐熱材料では、使用前の析出処理の温度は使用温度より高いので、(3)の場合にも使用中に多少の析出が起き、特に短時間のクリープ挙動に影響を及ぼすことは留意すべきである。

一般に(1)の材料は低応力—高温—長時間側で、(3)は高応力—低温—短時間側で、また(2)は両者の中間の条件で用いられることが多く、それに応じて重視すべき因子も異なるが、分散状態、析出速度および粗大化が最も重要な因子であり、これらに関して析出物の種類、形状などを考慮する必要がある。

4.1 分散状態

材料が高応力下で用いられる場合には、変形を防止するために析出物の分散状態が最も重要な因子となる。

多くの材料で、応力段階に対応してクリープ変形の機構が変わり、クリープ速度の応力依存性が不連続的に変化することが観察されている⁹⁾¹⁰⁾、析出強化型、分散強化型合金でも、ある応力以下でクリープ速度が急に小さくなる、しきい応力が存在することが示されている¹⁰⁾。

中島ほか¹⁰⁾は、分散粒子が非整合性の場合に、このしきい応力が転位と粒子の引力型相互作用に基づくボイド強化応力¹¹⁾に対応することを示している。

これによれば、粒子表面間平均距離が小さいほど、また、平均距離が同じ場合には平均粒子直径が大きいほど粒子の強化作用が大きい。分散相の体積率が一定の場合には、平均粒子直径の影響は複雑になるが、体積率が1より非常に小さいときは、平均粒子直径が小さいほど強化作用が大きくなる。

タービン・ブレードなど高応力で用いられる材料では、析出サイトを増して、できるだけ微細な析出状態を得るために、焼入—焼もどし、冷間加工後の析出処理、さらに温間加工などの加工熱処理も行われる。

また、オーステナイト系ステンレス鋼で、少量のPの添加によって炭化物の析出が非常に微細になることが示され、析出サイトが増すためとされているが¹²⁾、その機構はあまり明らかではない。

析出物の分散状態を制御する方法を確立するため、いろいろの分散相の析出機構や、このような第3元素の影響の機構についてさらに詳細な検討が必要であると考えられる。

4・2 析出速度

固溶状態の材料を低応力下で長時間使用する場合は、析出を長く続かせるため析出速度が重要な因子となる。

固溶処理状態の材料では、多くの場合、使用の初期に析出物が転位上に優先析出し、これが強化機構となる。

山本ほか¹³⁾は18-8系ステンレス鋼でクリープ中に転位上に炭化物が析出し転位が固着されるので、初期には典型的な消耗型クリープを示すこと、時間の経過とともに転位上に新しい析出が起きなくなると粗大化が始まり、回復型クリープへ移行することを示した。

太田ほか¹⁴⁾はNとMnを含む炭素鋼では転位上への窒化物の析出が強化機構であり、窒化物の析出速度が小さいほど長時間までクリープ強度が高く保たれることを示した。

転位上に析出物構成元素が集まる速度は次のように示される¹⁵⁾。

$$\frac{C_d}{C_0} = \pi L \left(\frac{AD}{kT} \cdot t \right)^{3/2} \dots\dots\dots (2)$$

C_0 ：初期の溶質原子数 C_d ：転位上に集まった溶質原子数 L ：転位の長さ A ：転位と溶質原子の相互作用に関係する定数 D ：溶質原子の拡散定数 k ：ボルツマン定数 T ：温度 t ：時間

これから析出物構成元素の拡散定数が小さいほど、転位上への析出が長く続くことになる。この析出速度には転位と溶質原子相互作用の大きさが影響し、これには寸法効果も関係する¹³⁾。鉄系耐熱材料ではC、Nの侵入型溶質原子とそれらと結合力のあるMo、W、V、Ti、Nbなどの置換型溶質原子が共存することが多く、このような場合の拡散定数や

相互作用の取扱いは今後の課題と考えられる。

析出速度には、また、成長核の数が影響し¹⁶⁾、ボイラ鋼管などのように低応力で長時間使用する場合には、使用前の析出処理や冷間加工は、成長核の数を増やすことになるので避けるべきである。

オーステナイト系ステンレス鋼で、Bの添加が炭化物の析出速度を小さくすることが知られているが¹⁷⁾、このような第3元素が析出速度に影響を及ぼす機構は明らかではなく、より有効な析出速度制御方法を確立するために、その解明が望まれる。

4・3 粗大化

炭化物、金属間化合物などの析出物は高温で使用中に粗大化し、それがクリープ挙動に大きな影響を及ぼす。

18-8系ステンレス鋼の長時間側のクリープ中には炭化物の粗大化に伴って転位のセル構造が形成され、クリープ変形が回復律速であることを示唆している¹⁸⁾。

太田ほか¹⁸⁾は0.4C-25Cr-20Ni鋳鋼で炭化物が粗大化する場合に、クリープ速度がAnsell-Weertman¹⁹⁾の分散強化合金の回復型クリープのモデルでよく説明できることを示した。これによれば分散粒子の体積率が一定の場合は粒子間の距離が小さく、したがって粒子径が小さいほど、クリープ速度が小さくなる。

一般に析出物の粗大化は次のように表される²⁰⁾²¹⁾。

$$\bar{r}^3 - \bar{r}_0^3 = \frac{8DC\gamma V_m^2 t}{9RT} \dots\dots\dots (3)$$

\bar{r} ：粒子の平均半径 \bar{r}_0 ：初期半径 D ：溶質元素の拡散定数 C ：析出物バルクに対する溶質元素の平衡溶解度 γ ：粒子—地の界面エネルギー V_m ：析出物の分子容 t ：時間 R ：ガス定数 T ：温度

これから、析出物構成元素の拡散定数が小さいほど粗大化が遅くなる。また、溶質元素の平衡溶解度は析出物構成元素間の結合力に関係し、大まかには析出物の生成自由エネルギーに関連づけられると考えられ、例えば、最近開発されている鉄系耐熱材料は図1、2のようにMC型炭化物で強化されているが、炭化物の生成自由エネルギーは²²⁾、 $Mo_2C > VC > NbC > TiC > ZrC > HfC$ の順となり、粗大化に対して低いほど有利であると考えられる。一方、構成元素の平衡溶解度の小さい炭化物は、固溶化処理時に地に溶解する量が減り、したがってクリープ中に析出する量も減少することになるので両者を考慮する必要がある。

粒子—地の界面エネルギーは両者の結晶型、方位、格子定数などが関係するとされるが²³⁾、これに関するデータは少なく、最近、金属—セラミックス接合に関連して研究が多くなっているため、解明が進むものと期待される。

オーステナイト系耐熱鋼ではC、N量の制御²⁴⁾、Bの添加²⁵⁾あるいは微量のTi、Nbの添加が²⁵⁾、炭化物の粗大化の防止に有効で、超々臨界圧発電用材料や燃料電池発電用リフォ

ーマ・チューブなどの開発に広く応用されている。その粗大化防止作用には界面の格子ミスフィットが関係するとされるが、詳細な機構は必ずしも明確ではない。

分散相の粗大化制御方法の確立のためにも、いろいろの合金系で各種の析出物の析出、粗大化の過程や機構を一層詳細に調べる必要がある。

4・4 分散相の種類

鉄系耐熱材料の分散相としては図1および図2にみられるように、窒化物、炭化物、金属相、金属間化合物および酸化物がある。

フェライト系、オーステナイト系材料ともに、強度が高くなるにしたがい分散相はMC型炭化物、金属間化合物、さらに酸化物へと変化する。オーステナイト系耐熱材料では金属間化合物 γ' 相の多量析出が強化方法として用いられているが、フェライト系耐熱鋼では超々臨界圧発電用の改良型9Cr, 12Cr鋼の一部で少量の M_2B 型金属間化合物の析出が利用されているだけである²⁶⁾。

内田ほか²⁷⁾は、Cr鋼に5-10mass%のMo, WあるいはTiを添加すると、図4のように多量の M_2B 相が析出し、クリープ強度が非常に上昇することを示しており、金属間化合物の析出はフェライト系耐熱鋼でも有望な強化方法と考えられる。

酸化物は高温でも変化しないと考えられるが、藤原ほか²⁸⁾²⁹⁾は高速増殖炉燃料被覆管用の Y_2O_3 分散強化型12Cr鋼で、Ti添加量およびO含有量の制御によって酸化物粒子の分散状態を変えることができ、図5のように非常に微細な分布が得られることを示した。酸化物分散型合金についても、作製過程や使用中の酸化物の挙動について詳しい説明が行われることにより新しい発展が期待される。

4・5 分散相、強化相の形状

分散相あるいは強化相の形状を概念的に分類して、対応する材料の例とともに図6に示す。



図4 2.25Cr-10Mo鋼中の Fe_2Mo の析出 (873K, 342 MPa, 2810h)²⁷⁾

γ' 相を含む酸化物分散強化型ニッケル合金や耐熱鋳鋼にみられるように、最も苛酷な条件で使用される耐熱材料は、3次元形状の塊状あるいはスケルトン状の強化相と0次元形状の分散粒子を組み合わせたものである。

実用の鉄系耐熱材料には分散粒子とスケルトンに対応するものはあるが、その他の形状に対応するものはまだ開発されていない。図6に示した各形状について強化作用の特徴や利点を系統的に整理すること、またいわゆる複合材料も含めて、各形状に対応する材料の製造方法を検討することは、新しい耐熱材料を開発するうえで有意義なことと考えられる。

5 粒界

実用状態のような低応力一長時間側での鉄系耐熱材料の破壊は、ほとんどの場合粒界で起き³⁰⁾、特にクリープ破断寿命や延性に粒界の挙動が大きな影響を及ぼす。粒界では粒界すべり、粒界クラックあるいはボイドの発生、成長が起き、それらに対し粒界の構造、形状、結晶粒度、結晶粒のアスペクト比、粒界析出物、および無析出物帯などが関係するので、これらを最適に制御する必要がある。

5・1 粒界構造

粒界のクラックやボイドを防止する最もよい方法は単結晶あるいは一方向凝固組織とすることであるが、鉄系耐熱材料の用途では経済的な理由で採用されない。

実用耐熱材料の粒界クラック、ボイドは粒界すべりの結果生じ、粒界すべりは粒内変形によって律速されるため³¹⁾、長時間使用されて粒内析出物が粗大化し、粒内変形が大きくなるとそれに応じて粒界すべりも顕著になり、その結果、粒界クラックやボイドが発生する。

双結晶の場合、粒界の構造と粒界すべりの間に密接な関係があるが、これを多結晶材料に応用した例はない³²⁾。

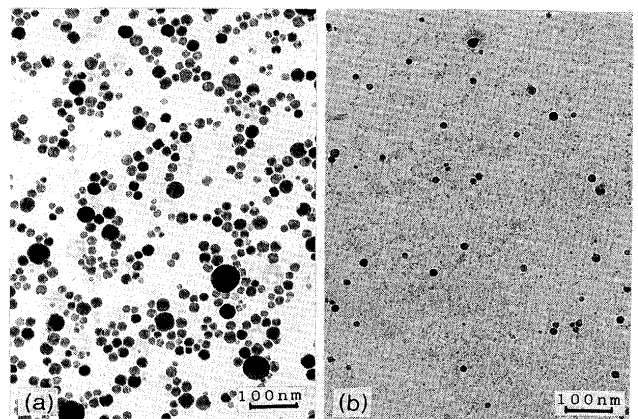


図5 酸化物分散強化型12Cr鋼中の分散粒子²⁹⁾
(a) 12Cr-0.2 Y_2O_3 鋼
(b) 12Cr-0.8Ti-0.2 Y_2O_3 鋼

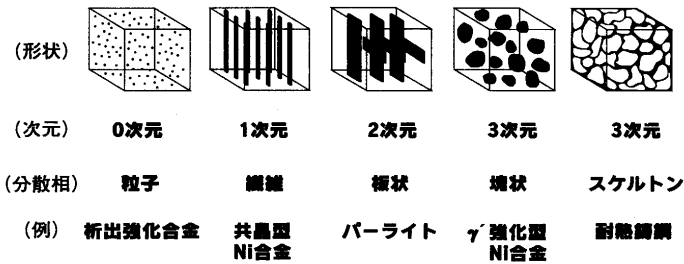


図6 分散相あるいは強化相の形状の分類

多くのオーステナイト系耐熱材料で微量のBの添加が粒界クラックの発生を防止しクリープ破断寿命を著しく改善することがみとめられ、その理由はBが粒界に偏析するためとされているが³³⁾、詳細な機構は必ずしも明確ではない。

金属原子の直接観察法などの進歩とともに粒界の界面エネルギーと関係する粒界構造や微量元素の偏析などについてさらに解明が進むことが期待される。

5・2 粒界の形状

粒界に凹凸があると粒界すべりが妨げられるが、山崎は³⁴⁾オーステナイト系ステンレス鋼で粒界に炭化物を析出させると粒界がジグザグな形状になり、粒界すべりが著しく妨げられてクリープ破断強度が非常に上昇することを示した。粒界のジグザグ化は、エネルギー・プロセスでも問題となる腐食環境下のクリープ³⁵⁾や高温低サイクル疲労³⁶⁾に対しても効果が認められ、5・5節にも示すように有効な粒界強化法と考えられる。

5・3 結晶粒度

純金属、固溶体合金では、1)クリープ強度は、高温側では結晶粒が大きいほど高いが、低温側では逆になる、2)破断伸びは結晶粒が小さい方が大きい、3)クラックの発生は結晶粒が大きい方が起き易い、4)クラックが屈曲して進むことによる強化作用は結晶粒が大きい方が著しい、などが明らかになっているが、実用耐熱材料では粒内、粒界の析出物の影響が大きく、結晶粒度の影響は明確には現れない。

一般に高温側では強度を重視して大きめの結晶粒が、また、低温側では延性を重視して小さめの結晶粒が選ばれるが、実際の選定に当たっては、個々の用途で材料に対して要求される特性を考慮して最適の粒度を選ぶべきである。

5・4 結晶粒のアスペクト比

酸化物分散強化合金および一部の析出強化合金でクリープ速度が結晶粒のアスペクト比が大きいほど小さくなること示されている³⁷⁾。これは粒界に集積した転位の拡散による消滅がクリープの律速段階であるとして説明されている³⁸⁾。

高効率のガスタービン・ブレード用の酸化物分散強化合金で、方向性再結晶法によって長大な結晶粒が得られているが³⁹⁾、多量の合金元素、析出相を含む合金では再結晶させるのに工夫が必要である。

5・5 粒界析出物

多くの鉄系耐熱材料で熱処理時あるいは使用中に粒内とともに粒界にも析出が起きる。

Rajほか⁴⁰⁾は粒界に析出粒子がある場合の粒界すべりの速度を次のように示している。

$$\dot{U} = \frac{8\tau\Omega}{kT} \cdot \frac{\lambda^2}{a^4} \cdot \delta D_B \dots\dots\dots (4)$$

\dot{U} : すべり速度 τ : せん断応力 Ω : 原子容 a : 粒子直径 λ : 粒子間距離 δ : 粒界拡散の起きる幅 D_B : 粒界拡散定数 k : ボルツマン定数 T : 温度

これから粒界すべりは、析出物が大きいほど、またその間隔が小さいほど起き難くなるが、析出物の体積が一定の場合には析出物を大きくした方が粒界すべりが起き難くなる。

一方、Smithほか⁴¹⁾によると、粒界でのポイドの発生、成長は粒界析出物が大きいほど、またその間隔が小さいほど起き難い。

太田ほか⁴²⁾は高C-高Cr-高Niオーステナイト鋼で粒界に連続的に炭化物を析出させるとクリープ強度が著しく上昇することを示し、これは上の両方の関係で析出物の径を非常に大きくし、間隔を小さくした場合にあたるとして連続粒界析出処理を提案した。

鉄系耐熱材料はニッケル合金に比べると多量の炭化物を固溶、析出させることができるので、5・2節に示した粒界のジグザグ化や連続粒界処理のように粒界への炭化物の析出による強化方法は、特に粒界の挙動の影響が大きい高温側の強度を改善するのに有効であると考えられる。

5・6 無析出物帯

多くの鉄系耐熱合金で、熱処理時あるいは使用中に粒界で析出物の生成、成長が起きると粒界に沿って無析出物帯が形成される。

太田ほか¹⁸⁾は、このような無析出物帯がある場合に、粒界析出物あるいは粒界クラックの先端部で応力集中によって局部的なクリープ変形が起き、これによってクラックが成長し、全体としては非常に小さいひずみ量で破壊する機構を提案し、また、このような場合にも破壊の防止に連続粒界析出処理が有効であることを示した。

粒界析出物に伴う無析出物帯の形成は、粒内析出物からみると粗大化過程に当たるので、4・3節と同様に粒内析出物構成元素の拡散定数および平衡溶解度、析出物と地との界面エネルギーに影響される。

小織ほか⁴³⁾は燃料電池用のリフォーマ・チューブに使用されるオーステナイト系遠心铸造耐熱鋼管材料で、微量のZrを添加するとクリープ破断強度、延性が非常に向上することを見だし、その理由が、図7に示すように、粒界に析出した $M_{23}C_6$ 炭化物に沿って生じた無析出帯の地の中に非常に微細なZrCが分散しているためであることを明らかにした。これは5・3節に示したようにZrCに対するZrの平衡溶解度が

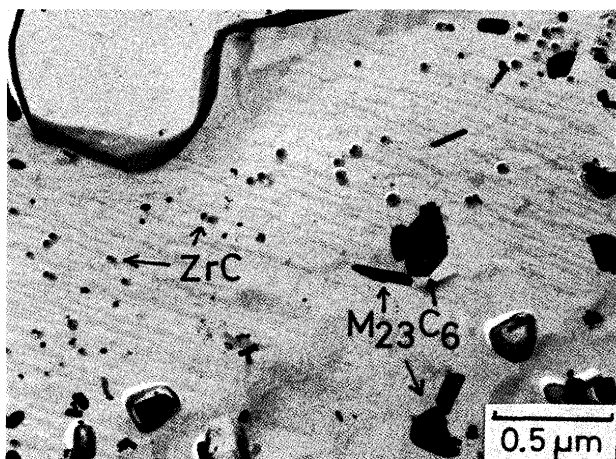


図7 HK40系遠心铸造耐热鋼管におけるZrCの析出⁴³⁾

非常に小さいことによると考えられる。

Bの添加も粒界析出物の生成と粒内析出物の粗大化を抑えることにより、無析出帯の形成を防止するとされる³³⁾、詳細な機構は不明である。

一方、酸化物分散強化合金のように粒内の分散粒子がまったく変化しない場合でも、高温、長時間では体積拡散あるいは粒界拡散によって応力に直角な粒界に沿って分散粒子のない領域ができ、ここで破断することが示されている⁴⁴⁾。これを防止するためには、結晶粒のアスペクト比を大きくすること、粒界に析出物などを分布させて粒界拡散を抑えることなどが考えられているが、最終的には単結晶化が必要であるとされる⁴⁴⁾。

上のように粒界析出物やそれに伴う粒界の無析出物帯は、長時間のクリープ破断強度、延性に大きな影響を及ぼす。多くの鉄系耐熱材料で、粒界には粒内と異なった種類の析出物が現れるが、粒界析出の機構や速度論に関する研究は少なく、粒界析出や無析出物帯の形成を有利に制御するために詳しい研究が望まれる。

6 結言

鉄系耐熱材料は新しいエネルギー・プロセスでも重要な役割を担い、使用条件の苛酷化に応じて一段と高い性能が要求されている。鉄系耐熱材料は歴史が長く、新材料の開発も、蓄積された豊富なデータに基づいて経験的な方法で行われる傾向にあるが、最近、材料の高温における変形、破壊の機構やそれらに影響を及ぼす粒内、粒界の析出物の挙動について基礎的な研究が進められており、これらの成果を新材料の開発に積極的に取り入れることにより一層の発展が期待される。

文 献

- 1) 木村一弘, 九島秀昭, 八木晃一, 田中千秋: 学振123委員会研究報告, Vol.33 (1992), p.131
- 2) F.A.Mohamed and T.G.Langdon: Scr. Metall., 9 (1975), p.137
- 3) 吉永日出男: 日本金属学会会報, 32 (1993), p.312
- 4) 中島英治, 吉永日出男: 日本金属学会誌, 56 (1992), p.254
- 5) T.Matsuo, K.Nakajima, Y.Terada and M.Kikuchi: Mater. Sci. Eng., A146 (1991), p.261
- 6) 丸山公一, 太田裕樹, 田中千秋, 及川 洪: 学振123委員会研究報告, Vol.30 (1989), p.169
- 7) O.D.Sherby and P.M.Burke: Prog. Mater. Sci.13 (1967), p.325
- 8) 森永正彦, 湯川夏夫, 足立裕彦: 鉄と鋼, 71 (1985), p.1441
- 9) 丸山公一, 及川 洪: 学振123委員会研究報告, Vol.33 (1992), p.361
- 10) 中島英治, 吉永日出男: 鉄と鋼, 77 (1991), p.1399
- 11) R.O.Scattergood and D.J.Bacon: Phil. Mag., A31 (1975), p.179
- 12) 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, 59 (1973), p.907
- 13) S.Yamamoto and S.Ohta: Proc. Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, (1968), p.156 [Jpn Inst. Metals]
- 14) S.Ohta and S.Yamamoto: Proc. Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials III, (1972), p.64 [Soc. Materials Science, Japan]
- 15) A.H.Cottrell: Dislocation and Plastic Flow in Crystal, (1953), p.149 [Oxford Univ. Press]
- 16) J.Burke: Phil. Mag., 6 (1961), p.1439
- 17) 太田定雄, 藤原優行, 内田博行: 学振123委員会研究報告, Vol.17 (1976), p.147
- 18) S.Ohta and M.Saori: Grain Boundary and Related Phenomena (Proc. JIMIS-4), (1986), p.765 [Jpn Inst. Metals]
- 19) G.S.Ansell and J.Weertman: Trans. Metall. Soc. AIME, 215 (1959), p.838
- 20) I.M.Lifshits and V.V.Slyozov: J. Phys. Chem. Solids, 19 (1961), p.35
- 21) C.Wagner: Z.Elektro-chem., 65 (1961), p.581
- 22) 第3版鉄鋼便覧I (日本鉄鋼協会編), (1981), p.13
- 23) 篠田隆之, 田中良平: 日本金属学会会報, 11 (1972), p.180
- 24) 篠田隆之, 耳野 亨, 木下和久, 峰岸 功: 鉄と鋼, 54 (1968), p.1472
- 25) T.Shinoda, M.Bahaa Zaghoul, Y.Kondo and R.Tanaka: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 18 (1978), p.139
- 26) 朝倉健太郎, 藤田利夫, 乙黒靖男: 学振123委員会研究報告, Vol.26 (1985), p.233
- 27) 内田博幸, 藤原優行, 太田定雄: 鉄鋼大学誌, 19 (1985), p.17
- 28) 藤原優行, 西田俊夫, 野村茂雄, 奥田隆成: 学振123委員会研究報告, Vol.31 (1990), p.1
- 29) M.Fujiwara and Y.Sawaragi: Proc. 4th Int. Symp. on Advanced Nuclear Energy Research, (1992), p.548 [Jpn Atomic Energy Research Inst.]
- 30) 新谷紀雄: 日本金属学会会報, 26 (1987), p.801
- 31) 石田洋一: 生産研究, 19 (1967), p.35
- 32) 吉永日出男: 日本金属学会会報, 31 (1992), p.109
- 33) 田中良平, 戸部陽一郎: 鉄と鋼, 57 (1971), p.547
- 34) M.Yamazaki: Proc. Int. Conf. on the Strength of Metals and Alloys, (1968), p.162 [Jpn Inst. Metals]
- 35) 吉葉正行, 宮川大海, 藤代 大: 鉄と鋼, 68 (1982), p.1813
- 36) H.L.Danflou, M.Marty and A.Walder: Superalloys 1992, ed. by S.D.Antolovich et al., (1992), p.63 [TMS]
- 37) B.A.Wilcox and A.H.Clauer: Acta Metall., 20 (1972), p.743
- 38) J.P.Hirth: Metall. Trans., 3 (1972), p.3047
- 39) 辻 純二, 細川孝人, 小栗範保, 美野和明, 浅川幸一: 石川島播磨技報, 31 (1991), p.447
- 40) R.Raj and M.F.Ashby: Metall. Trans., 2 (1971), p.1113
- 41) E.Smith and J.T.Barndy: Met. Sci. J., 1 (1967), p.1
- 42) 太田定雄, 渡瀬保夫, 青田健一, 元田高司: 神戸製鋼技報, 24 (1974), 1, p.57
- 43) 小織 満, 横幕俊典: 神戸製鋼技報, 40 (1990), p.65
- 44) J.D.Whittenberger: Metall. Trans., 4 (1973), p.1475