

1 緒 言

フェライト系ステンレス鋼の多くは高温で引張るとセレーションを伴いながら変形する。この原因として Fe-Si や Fe-Mn などでは Si と Mn 原子近傍の BCC 格子における八面体位置の半径が変化し、転位の運動を妨害するためセレーションが起こると報告されている¹⁾。Si や Mn 原子は Fe の原子半径と比べて Si は小さく、Mn は大きい。しかし、同じフェライト系のステンレス鋼である Fe-Cr 合金では、Cr 原子と Fe の原子半径は殆ど変わらず Cottrell の弾性的相互作用による解釈はできない。Fe-Cr 系の P-L 効果は、E. Pink と A. Grinberg²⁾が報告している。しかし、この論文では P-L 効果の原因までは詳しく言及されていない。Fe-Cr 合金は高温耐熱材料として化学プラントに使われているにもかかわらず、高温における変形機構の詳細は不明な点がまだある。

2 実験方法

供試材はコベルコ科研で作製された Fe-30%Cr 合金多結晶の炭素濃度の異なる 2 つの試料である。化学組成を Table 1 に示した。ゲージ部 10×3×1mm の短冊状試験片とした。1273K で 3.6ks 保持後、水中に焼き入れを行い試験に供した。引張試験には島津製作所製インストロン型引張試験機 (AG-I) を用いた。ひずみ速度は $8.33 \times 10^{-3} \sim 8.33 \times 10^{-5}$ /s の間で行い、試験温度は 77K~973K とし、引張試験中は±2K に制御した。

3 結果と考察

3.1 応力-ひずみ曲線

Fig.1 は各温度で引張試験をしたときに得られた応力ひずみ曲線である。変形の温度が上昇するにつれてセレーションが現れている。また、現れたセレーションは大きく分けると図中に模式的に示した様に 2 つのタイプに分かれていた。1 つはタイプ A と呼ばれる応力増加型のセレーションであり主に低温域で現れた。高温域ではタイプ B セレーションと呼ばれる応力低下型のセレーションが現れた。

Fig.2 に炭素をそれぞれ 130ppm、28ppm 含む試料の 0.2%耐力と変形温度の関係を示した。変形温度が上がるにつれて 0.2%耐力は減少している。炭素を 130ppm においてひずみ速度が 8.33×10^{-4} /s の時は応力の上昇が 500K、800K で現れた。この応力の上昇はひずみ速度が遅くなると低温側に移動している。500K 付近での 0.2%耐力の上昇は、炭素原子と転位の動的相互作用によるものと考えられる。この温度における 0.2%耐力の上昇は炭素量が少ない試料の結果(Fig.3)においては観察でき

なかった。800K における応力の上昇は転位と Cr によるものと考えられる。

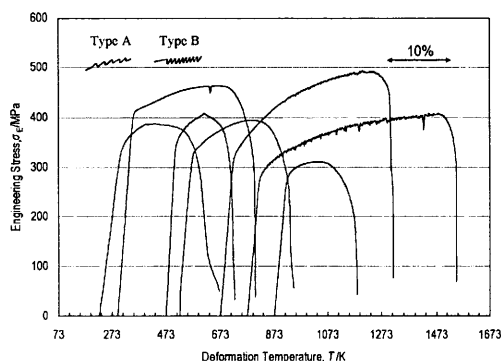


Fig.1 Stress-strain curves of Fe-30%Cr alloy at various temperatures.

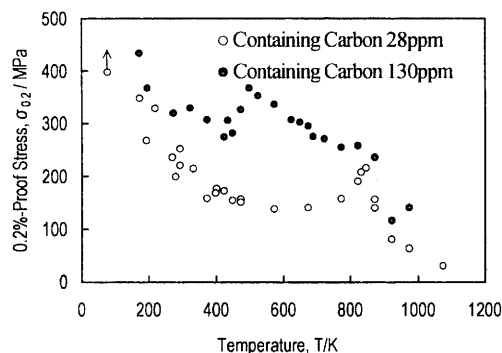


Fig.2 Relation between 0.2%-proof stress and temperature for containing of 130ppm and 28ppm carbon.

3.2 セレーションの臨界条件

Fig.3 は炭素を 130ppm 含む試料の各セレーションの起こる臨界条件と温度の関係を示した図である。セレーションはひずみ速度と変形温度に依存して表れている。低いひずみ速度、低温の時にタイプ A セレーションとタイプ B セレーションと一緒に現れたためこのタイプのセレーションをタイプ A+B セレーションとした。タイプ A+B セレーションはひずみ速度が速くなると観察できなかった。これはタイプ B セレーションの発生原因が速いひずみ速度に対応しにくいものであると

Table 1 Chemical composition of material (mass.%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	O	N	Fe
C28	0.0028	0.010	<0.005	0.0005	0.0019	<0.001	<0.001	30.09	<0.001	0.0004	0.0158	Bal.
C130	0.013	0.026	0.008	0.003	0.0005	0.001	0.001	29.7	0.001	0.013	0.017	Bal.

考えられる。タイプ B セレーションが消滅する臨界条件でもひずみ速度が速いとこの傾向が現れた。

タイプ A セレーションの現れた温度範囲におけるセレーションの原因は C 原子によるものと考えられるので、三浦ら³⁾による臨界条件を考えることによって、セレーションの活性化過程を追求した。P-L 効果の臨界ひずみ速度 $\dot{\epsilon}_c$ は

$$\dot{\epsilon}_c = \frac{c}{T} \times \exp\left(\frac{-E_m}{kT}\right) \quad (1)$$

で表せる³⁾。ここで $C = \xi N b D_0 F / k$ 、 ξ は定数、 N は運動する転位の数、 b はバーガースベクトルの大きさ、 F は転位と溶質原子との相互作用力である。したがって、もし $\log(T\dot{\epsilon}_c)$ と $1/T$ とのプロットから直線を得られれば、その勾配は溶質原子の移動エネルギーを与えるはずである。タイプ A セレーションの現れる臨界条件から得られた拡散の活性化エネルギーは 0.92eV であった。2 種類の供試材の炭素濃度は 28ppm と 130ppm と異なるが、窒素濃度はほとんど変わらない。炭素を 130ppm 含む試料だけで 0.2% 耐力の上昇を観察できたことから炭素の影響によるものと考えられる。Wert ら⁴⁾による α -Fe 中の炭素の拡散エネルギー 0.86eV と比較してあまり変わらない。

一方タイプ B セレーションは炭素や窒素が転位に影響を与えているとは温度が高いため考えにくい。タイプ B セレーションの温度範囲において影響を与えうると考えられる溶質原子は置換型で固溶する Cr である。しかし、Cr の原子半径は Fe の原子半径と 1% 程度の差しかない。このためコッレル効果などの弾性的相互作用が関与しているとは考えられない。

門間ら⁵⁾は I-S 効果（置換型原子と侵入型原子の相互作用）が高温強度に寄与することを報告している。豊田ら⁶⁾によると I-S 効果は、置換型原子の寸法因子がほとんどゼロにちかい場合であっても置換型原子と侵入型原子との化学的親和力が強ければ置換型原子侵入型原子は I-S のクラスターを形成すると報告している。寸法効果を得ることができない Fe 中の Cr 原子は、I-S 効果により転位へ相互作用を及ぼしていると考えられる。

本研究の供試材の窒素濃度はあまり変わらないが炭素濃度は大きく異なっている。タイプ B セレーションによる最高強度はどちらも 250MPa 程度であり炭素濃度依存性はみられない。ことより高温におけるタイプ B セレーションは Cr-N の I-S 効果によっておこると考えられる。炭素濃度の異なる試料の 0.2% 耐力は Fig.2 で示したように 830K 付近ではほぼ同じ応力まで上昇している。この応力の上昇には炭素濃度依存性が見られなかった。

豊田ら⁶⁾によると I-S 効果は置換型固溶原子の拡散の活性化エネルギーで起こると報告されていることから、I-S 効果が起こっているのではないかと考えられるセレーションの消える臨界条件においても(1)式を用いて計算を行った。Fig.3 のタイプ B セレーションの消える臨界条件より得られた活性化エネ

ルギーは 1.9eV であった。この値は Fe-Cr 合金中の Cr の拡散の活性化エネルギーと近い値となった。この値は安彦らによってまとめられた Fe-Cr 合金中の Cr の拡散エネルギーのグラフ (Fig.4)⁷⁾と比較すると妥当な値である。

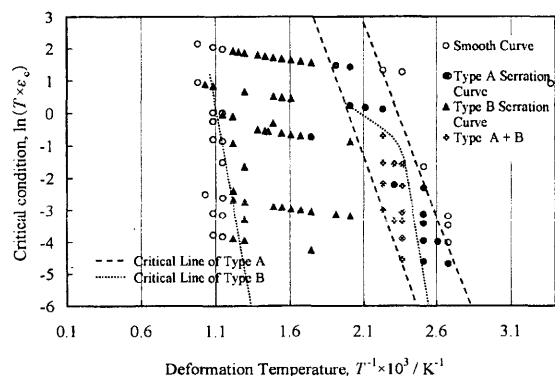


Fig.3 Relation between the critical condition and temperature for Fe-30%Cr polycrystals.

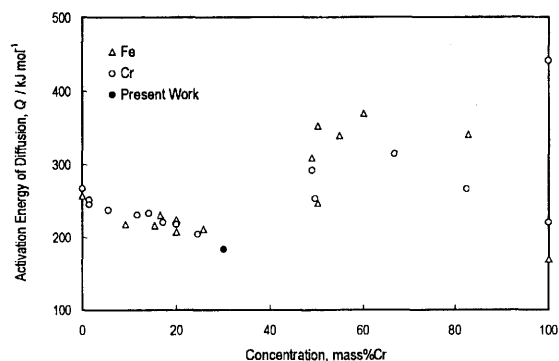


Fig.4 Concentration dependence of activation energy in Fe-Cr system⁷⁾.

5. 結 論

1. セレーションの臨界条件より得られた溶質原子の拡散の活性化エネルギーは、タイプ A セレーションの現れる臨界条件で 0.92eV、タイプ B セレーションの消える臨界条件 1.9eV であった。
2. Fe-30%Cr 合金におけるセレーションは低温側では炭素と転位の弾性的相互作用、高温側では Cr 原子と窒素の I-S 効果によっておこると考えられる。

参考文献

- 1) K. Huettebraeucker, O. Voehringer and E. Macherauch, *Strength Metals Alloys* **Vol.2**, (1979) 1037.
- 2) E. Pink and A. Grinberg, *Materials Science and Engineering*, **51**(1981)1.
- 3) 三浦精、高村仁一、山下三千雄、水曜会誌, **Vol.16**, 3(1967)144.
- 4) C. Wert and C. Zener, *Phys. Rev.* **76**(1949)1169.
- 5) 門間改三、須藤一、*日本金属学会誌*, **30**(1966)558.
- 6) 豊田哲朗、遠藤孝雄、*鉄と鋼*, **Vol.81**, 5(1995)595.
- 7) 杉原幹英、山崎仁丈、高木清一、安彦兼次、飯島嘉明、*日本金属学会秋季大会講演概要*, (1999)564.