

図 2 合金/Si₃N₄ 系における反応層厚さの温度依存性

顕著である。反応層は、Si₃N₄ の焼結助剤である Al₂O₃ や Y₂O₃ が点在していること及び Si を少量固溶していること以外は合金組成とはほぼ同一の濃度分布を示し、珪化物層を形成した SiC の場合とは対照的であった。このような反応層構造は基本的にはすべての系において同一であったが、フェライト鋼ではクロム珪化物 (Cr₃Si) も反応層の合金側界面で形成されていた。これは α 相内における Cr の拡散係数が γ 相内のそれより 2 オーダーほど大きいことに起因した結果であると考えられた。また、その他の合金元素として Ti の反応層形成に及ぼす影響が顕著であった。インコロイ 800 には少量ではあるが約 0.5% の Ti が含まれており、反応初期には Ti の優先的な反応により界面で TiN を形成した。この層は Fe あるいは Ni のセラミックス側への拡散に対するバリアーとして作用し、反応層の成長を抑制した。

以上の結果から、SiC と Si₃N₄ は共に Fe 基及び Ni 基合金と接触した状態においておよそ 1200 K を超える温度で激しい反応を起こすことがわかった。反応を抑制するためには、Si₃N₄ の場合合金へ適度な濃度の Ti を添加することが有効であるが、SiC の場合には特に反応が激しく、例えば小さな反応層成長速度を示す Mo, W など異種金属を界面に介在させることが必要であると考えられた。

超微細結晶をもつ高強度オーステナイト系ステンレス鋼

高木節雄・富村宏紀 (九州大学工学部)

1. 緒 言

18-8 鋼で代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は、耐食性、溶接性、加工性などに優れた高級鋼種であるが、構造用鋼としては耐力が低い欠点がある。このような単相鋼の強度を上げるには、結晶粒の微細化が有効であり、著者らは準安定オーステナイトを強加工していったんマルテンサイト単相としたのち、再びオーステナイトに逆変態させる加工熱処理法によって、平均粒径が 0.5 μm 程度の超微細粒を得ることに成功している。本研究は、さらに粒径を微細にしかつ基地自体を強化する目的で炭素を添加した Fe-16Cr-9Ni-0.1C 合金について、マルテンサイト基地中に析出した炭化物がオーステナイトへの逆変態機構に及ぼす影響、逆変態オーステナイトの等温マルテンサイト変態挙動などを中心に検討したものである。

2. 結 果

本研究に用いた上記の鋼は、Ms 点が室温以下にあり室温でオーステナイト単相であるが、80% 以上の強加工を施すとほぼ完全にマルテンサイトに変態する。この加工誘起マルテンサイトを加熱すると、加熱の途中で基地中に炭化物が析出し固溶炭素濃度が減少するため、BCC-FCC 変態に関する温度-自由エネルギー曲線は高温側へ移行し、オーステナイトへの剪断型逆変態は起こりにくくなる。さらに、炭化物が存在する場所では、それを核とした核形成-成長による拡散型逆変態が起こり

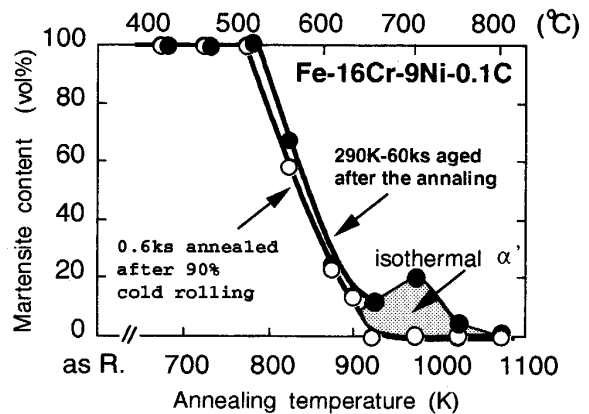


Fig. 1. Changes in martensite content with 0.6ks isochronal annealing in a 16Cr-9Ni-0.1C steel. Increase in martensite content between 900 and 1050 K is due to isothermal martensitic transformation at room temperature.

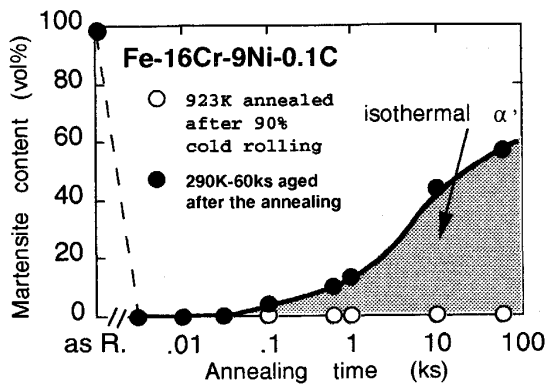


Fig. 2. Effect of 923 K annealing time on isothermal martensitic transformation at room temperature in a 16Cr-9Ni-0.1C steel.

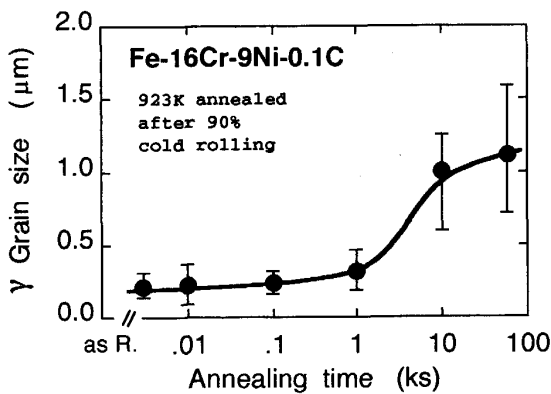


Fig. 3. Changes in grain size of reversed austenite during 923 K isothermal annealing in a 16Cr-9Ni-0.1C steel.

やすい条件が整っているため、本鋼では、炭化物の近傍ではこのような拡散型逆変態、そしてそれ以外の基地中では拡散を伴わない剪断型逆変態が起こっていることが確認された。逆変態は、0.6 ks 焼鈍の条件では、Fig. 1 に示すように 800 K 以上の温度で起こり 900 K 以上の焼鈍温度ではオーステナイト単相となる。ここで注目すべき点は、900 から 1050 K の温度で焼鈍した試料について、室温で保持している間に等温マルテンサイト変態が進行することであり、室温で 60 ks 時効処理すると図中に示すようにマルテンサイト量が増加する。焼鈍温度が 1050 K 以上になると、0.1% の C は完全にオーステナイト中に固溶してしまって組織が安定化するので等温マルテンサイト変態は起こらない。Fig. 2 は、等温マルテンサイト変態挙動に及ぼす 923 K での焼鈍時間の影響を示している。焼鈍時間が短い場合、室温で 60 ks 時効してもマルテンサイトは全く形成されず、焼鈍時間が長いほど等温変態で形成されるマルテンサイトの量が増大する傾向にある。一般に、マルテンサイト変態開始温度； M_s は合金の成分だけでなく、オーステナイ

トの結晶粒径の影響も受け、粒が細くなるほど変態が抑制される。等温変態についても変態が起こりうる上限の温度が存在し、同様に結晶粒径の影響を受けるものと思われる。Fig. 3 は、923 K での焼鈍時間とオーステナイト粒径の関係を示す。1 ks までの焼鈍材では基地中の炭化物は比較的小さく、これらのピンニング効果により結晶粒は 0.3 μm 以下の大きさに保たれているが、それ以降炭化物の粗大化が進むにつれて粒も急激に大きくなっている。Fig. 2 と Fig. 3 を比較すると、1 ks 以上の焼鈍で結晶粒が粗大化する過程とオーステナイトが不安定化して等温マルテンサイト変態が起こりやすくなる過程と非常によく一致していることがわかる。つまり、900 から 1050 K での焼鈍で等温マルテンサイト変態が起こりやすくなるのは、1050 K 以下では炭化物が未固溶の状態に残存しているため、オーステナイト基地中の炭素濃度が低く組成的な不安定化が起こっていることと、これに加えて長時間の焼鈍で結晶粒が粗大化すると、微細粒効果で抑制されていた等温マルテンサイト変態が起こりやすくなる、という二つの条件が重なったためである。

等温マルテンサイト変態が起こらないような条件で焼鈍処理した試料については、0.3 μm 以下の超微細粒組織を有すること、微細に分散した炭化物による析出強化、炭素による固溶強化、などの強化機構の複合効果によって、0.2% 耐力は 0.7 GPa 以上、引張強さは 1.1 GPa 以上にまで高められる。一方、等温マルテンサイト変態が起こるような不安定な試料では、組織が不安定になりすぎているため、0.2% 耐力や引張強さ、伸びなどの機械的性質はすべて低下することが判明した。

高圧力下の Fe-W 系の反応拡散と状態図

南埜 宜俊 (大阪大学工学部)

1. 目的

新材料の開発には従来の方法とは異なった手法が必要であり、その一つの方法として高圧力の利用がある。高圧力により材料物性を大きく変化させることは常圧力下では得難い材料の合成と新材料の発見という可能性をもち期待される。高圧力下での物質合成では、物質間の反応が生じ(反応拡散)、非平衡または平衡状態(状態図)に到達し合成が終了する。それゆえ、物質合成の基礎として反応拡散と状態図の研究は重要であり、材料開発の指針としての役目を果たすといえる。本研究では、Fe-W 系を研究対象とし、純鉄(Fe)とタングステン(W)間の反応性と状態図に及ぼす高圧力の影響について研究を行った。