

東京工業大学 ○肥後 矢吉 森 勉 中村正久

諸言

オーステナイトステンレス鋼は組成によってはある温度範囲で塑性変形時に応力誘発マルテンサイトが発生し、そのため他のF.C.C.合金とは異った機械的性質を示す。とくに α' -マルテンサイト(α')の発生により塑性変形時に大きな加工硬化を示すことは良く知られている。しかし少数の報告を除いては¹⁾²⁾大部分の報告は多結晶試料を用いた研究である。したがって応力誘発 α' の発生と加工硬化の関係は常に多重 γ による効果と重なって観察されている場合が多い。今回は前報³⁾⁴⁾に引き続き単結晶を用い、 α' の発生状態と加工硬化との関連を磁気分析、X線回折および走査電顕による表面観察により明らかにしようと試みた。

実験方法

試験片は17.7%Cr-13.6%Ni-Fe(0.02%C)オーステナイトステンレス単結晶を1000°C Ar中で1hr焼鈍後室温の水へ焼入した。Ms点は約-120°Cであり、引張試験はインストロン型の試験機を用い、-74°Cで行なった。また γ 相、 ϵ -マルテンサイト(ϵ')は常磁性体であり、 α' は強磁性体である⁵⁾。したがって応力誘発 α' の発生状態を知るため、引張試験中連続して透磁率を観察した。

実験結果、考察

応力-歪断

図1に-74°Cで引張試験を行なった剪断歪曲線と比透磁率の変化の関係を示す。試験片中の α' の量が増加するに従い、 μ_r も増加する。この応力-歪曲線の第1段階は3つの部分に分かれる。降伏からA点までの第1部分は降伏応力と流れ応力が強い逆温度依存性を示すとともに μ_r の増加がないことより ϵ' のみが発生している²⁾と考えられる。A点よりB点までの第2部分は流れ応力の増加とともに μ_r もわずかに増加する遷移過程である。B点よりC点までの第3部分は流れ応力の増加がほとんどないが、 μ_r が顕著に増加を始めることより α' が急に発生を始める段階である。この段階では未変態の γ 相が γ 変形をほとんどしていない。したがって第3部分の変形は γ 相より α' への変態歪による。この部分は明瞭な加工硬化の開始点(C点)で終る。このとき μ_r は単調に増加している。この応力誘発 α' は一次の γ 系に平行に帯状に発生し、この帯の間は未変態の γ 相である。そして γ 相の初期 γ の障害となるような共役系の γ 線(当然応力誘発 α' 、 ϵ' が γ 帯に沿って発生している。)が多く見られる。非常に明瞭な加工硬化の開始は未変態の γ 相の変形や変態が試料全面にわたってこの共役 γ 帯により妨害をうけたときである。

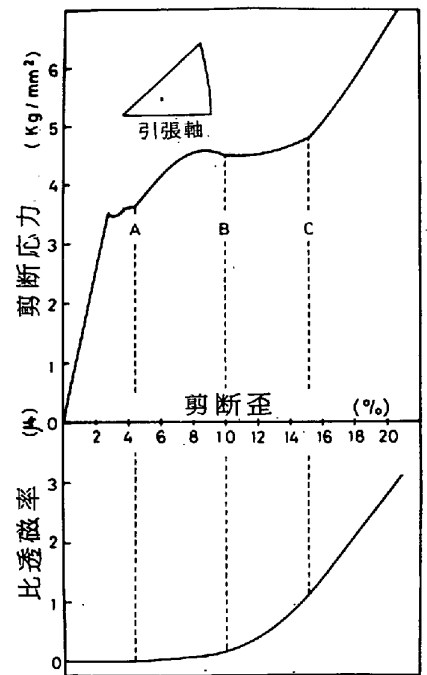


図1

参考文献

- 1) G.Meyrick and H.W.Paxton : Trans. Met. Soc. AIME, 230(1964), 1010.
- 2) J.F.Breedis and W.D.Robertson: Acta Met., 11(1963), 547.
- 3) Y.Higo, T.Mori and T.Nakamura : Proceedings ICSTIS Suppl. Trans. ISI J, 11(1971), 1176.
- 4) 肥後、森、中村：日本鉄鋼協会第82回講演大会
- 5) H.Schumann : Arch. Eisenhuettenw., 38 (1967), 647.