

高濃度窒素鋼の加工 (1)

窒素添加オーステナイト鋼の低温変形挙動

Low Temperature Deformation Behavior in High Nitrogen Austenitic Steels

友田 陽
Yo Tomota

茨城大学 工学部 教授

1 はじめに

鋼の低温における塑性変形は転位の運動により生じる。そして、固溶原子や結晶粒界は転位運動の障害となり、変形に必要な応力を増大させる。いろいろな障害の効果、言いかえると強化機構、を変形応力の2つの成分に分けて考える。ひとつの成分は長範囲に及ぶ抵抗で非熱的応力(内部応力)、他の成分は短範囲抵抗で熱的応力(有効応力)である。非熱的応力成分は試験温度とひずみ速度に依存しない。一方、熱的応力成分は温度が低下するほど、あるいはひずみ速度が大きくなるほど増大する。この温度・ひずみ速度依存性は、外力下における転位線の熱振動に起因する。熱振動(熱活性化)の助けにより、ある頻度(ボルツマン因子に比例する確率)で転位線は短範囲障害を乗り越えて進むことができる。これを転位運動の熱活性化機構という。原子振動に由来する転位線の熱振動は温度が低くなるほど小さくなるので、変形には低温ほど熱活性化の助けが少なく大きな外力が必要になる。一方、ひずみ速度が大きくなるほど熱活性化による助けが相対的に少なくなるため、変形には大きな外力を必要とする。したがって、同じ障害(マイクロ組織)に対して、転位運動の熱活性化機構の観点からは試験温度の低下とひずみ速度の増大は等価な影響を及ぼすことになる。

オーステナイト鋼に窒素を添加すると降伏強さの非熱的応力成分と熱的応力成分の両方が増加する。窒素添加により変形にともなうマイクロ(転位)組織の形成が変化し、加工硬化が大きくなる。その加工硬化にも熱的応力成分と非熱的応力成分が存在する。また、高窒素オーステナイト鋼では特異な破壊(延性-脆性遷移)がみられる。以下、これらの事項を関連づけて紹介する。

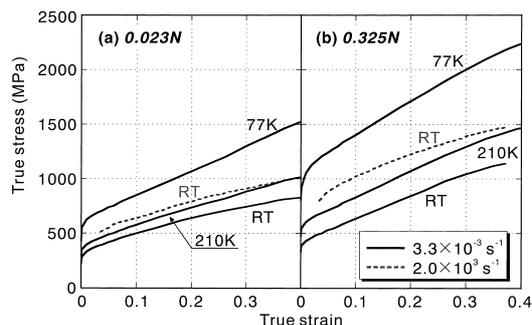


図1 窒素含有量の異なるSUS310鋼の変形応力に及ぼす温度とひずみ速度の影響¹⁾

2 変形応力の温度・ひずみ速度依存性

窒素含有量の異なるオーステナイト鋼(SUS310)の応力-ひずみ曲線の例を図1に示す¹⁾。窒素以外の成分はほぼ同じなので、両者を比べると、

- (1) 窒素添加により変形応力が大きくなること、
 - (2) 窒素添加により温度およびひずみ速度依存性が大きくなること
- がわかる。

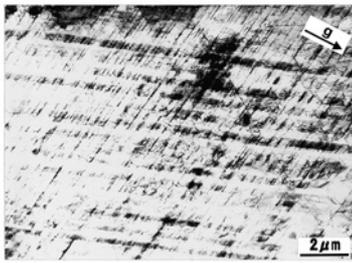
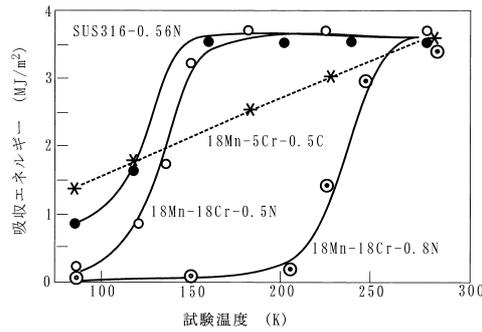
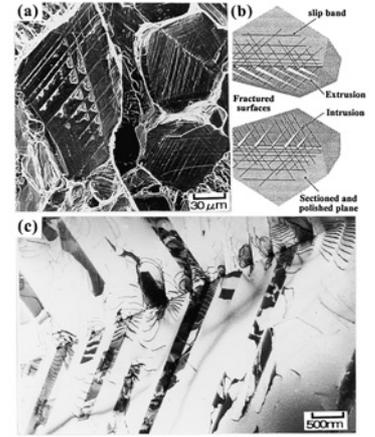
降伏強さが窒素添加により増加する機構としては、窒素原子とCr、Moなどの置換型固溶原子の結合体(短範囲規則化領域)を転位線が切断して通過するモデルが妥当と思われる。温度とひずみ速度に関係なく切断により逆位相境界のような欠陥が残るので非熱的応力成分の増加を伴う²⁾。一方、切断して通り抜ける過程では熱活性の助けが有効である²⁾。窒素量を増しても活性化面積(障害物をすべり面に置いた円錐と仮定するとその底面に相当する)の変化が小さいこと¹⁾から、固溶窒素原子はランダムに分布するのではなく、置換型固溶原子の周辺に集まっている(円錐が高くなる)と推定される。

図1(b)の高窒素鋼では(a)に比べて試験温度およびひずみ速度依存性が大きい。先に述べたように、任意の障害に対する熱活性化機構においては試験温度の低下とひずみ速度の増加は等価な効果を与えるはずである。図をみると、室温で $2.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ の変形応力は210Kで $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の変形応力に近い。 $2.0 \times 10^3 \text{ s}^{-1}$ における加工硬化率がひずみの増加に伴って210Kのそれよりも低下するのは高速変形のため断熱状態に近く試験中に試料の温度が上昇するからである。

高窒素オーステナイト鋼の特徴のひとつは加工硬化が大きいことである。加工硬化率は試験温度の低下に伴い増加する。すなわち、変形組織形成が試験温度に依存することを示唆しており、変形後の内部組織を電子顕微鏡で観察すると低温ほど直線状(プレーナ)の転位が観察される。窒素量が増すと加工硬化が大きくなり伸線加工によって3GPaを越える強度が得られている。化学組成によっては積層欠陥エネルギーが低下し変形双晶や ϵ マルテンサイトが発生し加工硬化の増大をもたらすことがある。

3 変形組織と加工硬化特性

積層欠陥エネルギーの高い合金では、塑性変形が進行すると交差すべりが活発となり転位線は絡み合って壁を形成し転位セルが形成される(動的回復)。高窒素オーステナイト鋼

図2 プラナー転位組織の発達³⁾図3 高窒素オーステナイト鋼の延性-脆性遷移挙動⁴⁾図4 転位の集積したすべり面の分離による脆性破壊機構³⁾:
(a) 破面のSEM観察例
(b) 破面形態の模式図
(c) 破面直下の転位組織

の変形組織形成においては転位セルの発達はみられない。図2に18Mn-18Cr-0.8N鋼を室温で8%引張変形させた試料のTEM組織を示す³⁾。Ni量の多いオーステナイト鋼でも窒素添加量が増すとこのような組織が観察される。積層欠陥エネルギーが低いことも関係しているであろうが、上述の短範囲規則化領域の切断に関連してひとつのすべり面に転位が集積しやすいことが、プラナーな転位の集積した組織形成の要因と思われる。これは、先行する転位によって障害物が切断されると、同じ面を後続の転位が移動しやすくなるからである。すべり面の交差線でLomer-Cottrell不動転位反応が起きることから随所で結び目ができて、図のような網目状の転位組織が発達するようである³⁾。

4 延性-脆性遷移挙動

室温では、窒素量の増加に伴って強度が増加するにもかかわらず延性や靱性が低下しない。これは加工硬化の増加に起因する。ところが窒素量が多くなると低温において脆性的な破壊を示す。図3はシャルピー衝撃試験結果⁴⁾である。18Mn-18Cr系でもNiを含有したSUS316系でも窒素量が0.5 mass%以上になると延性-脆性遷移が見られる。比較のために示した18Mn-5Cr-0.5C鋼が通常の面心立方金属の傾向を示すのとは対照的である。窒素量が増えると遷移温度が上昇する。結晶粒径を小さくしても遷移温度はほとんど変化しない⁵⁾。低温の破壊における破面は図4に示すように粒内破壊で一目へき開であり、エッチピット観察によると破面は{111}である⁴⁾。分離した破面のマッチング観察や破面に直交する面のすべり線観察結果を用いて破壊の特徴を模式的に示すと図4(b)のようである。すべりが生じた{111}面が分離(剥離)し破面上には他のすべり面トレースに対応する凹凸が生じている。さらに、破面直下の内部組織を観察すると(c)のようにプラナーな転位の集積が観察された。この脆性破壊が変形双晶の発生によるとする説もあるが、図から明らかのように必ずしも双晶の発生とは関係がない。き裂先端の

転位群も観察されており⁴⁾、この脆性破壊は活性なすべり面の分離によると考えられる。そのような転位が極度に集積したすべり面(もしくはすべり帯)の発生は、前述した窒素による強化機構に起因すると考えられる。したがって、現在のところ有効な抑制方法が見当たらない。77Kで平滑試験片を低速で引張ると同様な脆性破壊が生じるが、高速で引張ると変形初期にくびれを起こしてディンプル破壊する⁶⁾。塑性変形が短時間に局所的に集中すると温度上昇を招き、その部分の変形抵抗が小さくなるためと予想される。

5 おわりに

オーステナイト鋼の窒素添加による低温変形応力の増大とそれに関連して起こる特異な延性-脆性遷移について、窒素原子-置換型固溶原子の短範囲規則化がもたらすプラナー転位の集積に注目して説明した。他の強化機構との組み合わせによって、さらに好ましい特性が発現することを期待したい。

参考文献

- 1) 神田光晴, 朴 鍾皓, 友田 陽: 未発表 (2002)
- 2) M.L.G.Byrnes, M.Grujicic and W.S.Owen: Acta metall., 35 (1987), 1853.
- 3) S.Kubota, Y.Xia and Y.Tomota: ISIJ Int., 38 (1998), 474.
- 4) Y.Tomota, Y.Xia and K.Inoue: Acta mater., 46 (1998), 1577.
- 5) Y.Tomota and S.Endo: ISIJ Int., 30 (1990), 656.
- 6) Y.Tomota, J.Nakano, Y.Xia and K.Inoue: Acta mater., 46 (1998), 3099.

(2002年8月13日受付)