

(討23) マルエージ鋼の時効組織と延性、韌性

金属材料技術研究所

○河部義邦
金尾正雄

1. 緒言

マルエージ鋼, その中でも18Niマルエージ鋼は優れた強度と韌性を兼ねそなえていることで注目されている。しかし, 置換型固溶元素による析出強化は, 侵入型元素の析出の場合より必ずしも韌性が優れているわけではない。たとえば, 18Niマルエージ鋼でも低温で時効すると遅れ破壊感受性が著しく高くなり, 更に大気中の平滑引張試験においても降伏点以下での不安定破壊が生じやすくなること, 一方過時効状態では強度が低下するわりには韌性がよくなる¹⁾ことなどが指摘されている。このように, マルエージ鋼の韌性の特徴は時効組織に強く支配されることである。更に, 強力鋼においては, 脆性破壊が一般にへき靱破壊によって生じる低強度鋼の場合とは異なり, 前記粒径が粗大化しても必ずしも韌性が悪くならない^{1,5)}も明らかにされてきた。

本稿は著者らの18Niマルエージ鋼についての実験結果を中心とするもので, 延性, 韌性と時効組織の関係を, 前記粒径とかりみ合わせて検討し, 一つの考察を加え, 討論資料に供するものである。

2. 実験方法

強度水準の影響を系統的に調べるため, 18Niマルエージ鋼の250級から350級の3鋼種と400級マルエージ鋼を用いた。その化学成分は表1に示す。真空高周波溶解炉で7kg, または17kgインゴットを溶製し, 引張試験用には10mm径の丸棒, 破壊韌性試験用には12mm厚または17mm厚の板材に圧延した。

溶体化処理は通常820℃で行なった。前記粒径を変えるときは, 1250℃までの適宜な温度で溶体化を行ない, 約10~300 μ の試料を得ている。このように粒径を変えることには, その影響を明らかにすることのほか, 時効組織の影響を敏感に抽出しようとする目的が含まれている。

引張試験には直径4mm, 標点間距離25mmの試験片を用い, おもにインストロン引張試験機により引張速度0.5mm/minで行なった。破壊韌性(K_{IC})試験には片側切欠型引張試験とCT試験片を用いた。その寸法はいずれもASTM規格を準じ, 正確なK_{IC}が得られた。400級マルエージ鋼のみは予亀裂付シャルピー試験片を用いたが, 韌性が低いのでこの試験片でも十分正確な値が得られていると考えられる。

本稿では, Tetelmanらの定義²⁾に基づき, 延性とは平滑引張試験の絞り(破壊歪), 韌性とは平面歪破壊韌性K_{IC}に使われている。延性という用語の定義に一概伸びではなくて絞りを用いたのは, 一つにはマルエージ鋼では一様伸びが非常に小さく, 容易にくびれを起こすが, その後破断が生じ難い特徴があることを考慮したからである。

3. 実験結果

1) 析出過程の特徴 マルエージ鋼の析出過程に関しては, 鈴木の詳細な解説がある。したがって, 以下延性, 韌性と時効組織の関係を説明する際, 時効組織の内容がうかがえる程度に簡単に析出過程の特徴を述べる。

図1は, 250級鋼の時効硬さ曲線から, 一定硬さに達する時間と時効温度のアレニウスプロットを求めたものである。約450℃を境として低温, 高温側で異なる直線関係が得られる。このようにアレニウスプロ

表1. 試料の化学成分(%)

鋼	C	Ni	Co	Mo	Al	Ti
18Ni 250級	0.003	18.1	8.15	5.05	0.08	0.34
18Ni 300級	0.003	17.8	7.95	4.71	0.05	0.70
18Ni 350級	0.004	17.4	13.2	3.73	0.10	1.60
400級マルエージ*	0.003	13.0	15.0	10.0	0.1	0.2

* 目標成分

ロットが2つの直線部分に分れる現象については多くの報告があり、低温時効は *Monickzone* の均一析出、高温側時効は転位線などへの準安定相の優先析出であると推察されている。したがって、直線関係が成立する程度、時間領域はそれぞれの析出過程が主体的に進行した領域と考えられる。このような初期時効過程は、250級と300級鋼ではほぼ等しいものと思われるが、350、400級鋼のようにCoが多くなると若干異なる。たとえば350級鋼では、*Monickzone* とCoによる短範囲規則化領域が形成され、前者はNi₃Moに、後者は δ -Fe₂に移行すると考えられている³⁾。また、400級鋼のようにCoが少ないときには、Ni₃Moではなく、 δ -Moが析出すると考えられている⁴⁾。そして、準安定相は最終的には安定相に遷移する。マルエージ鋼ではこのような析出反応のほか、平衡状態図に基づき溶質元素濃度の高い β 相が析出する反応が存在する。したがって、この鋼の過時効過程は析出相の粗大化と同時に、 β 相の析出にも起因しているのである。

上述の結果から、ゾーン形成段階の不完全時効組織を得るためには400℃、準安定相析出の最高時効組織には475℃、安定析出相との相析出の過時効組織には550℃で至る時効した。時効時間はそれぞれの組織の特徴を保持している範囲内で強度水準を揃えようとする観点から選んだ。

2) 延性と韌性 延性と韌性におよぼす時効組織の影響が、250級から400級鋼へと強度水準の上昇に伴いどのように変わっていくかということに重点をおいて以下説明していく。

まず250級鋼の延性は、前記粒径が細かいときには時効組織にほとんど依存しない。しかし、粗粒のときには、過時効組織のとき劣化する現象が現われる。

300級鋼の延性は、各時効温度での時効時間によって興味深い変化を示す。図2は細粒材の結果を示したもので、400℃時効では1000minで最も悪くなる。また、550℃時効では短時間側から過時効軟化が生じているにもかかわらず延性は逆に低下している。結局、強度と延性の変化が良く対応しているのは475℃で時効した場合のみである。図2で延性の回復が認められる400℃で3000min時効した試料も遅い速度(10mm/min)で引張ると延性は大きく減少する。この現象は-20℃以下の温度で試験するか、または脱水素処理を行なった後直ちに試験すると引張速度が速いときの値にまで回復させることができる。しかも、これらは他の時効温度の場合には認められない現象である。したがって、400℃時効材の延性が上述の条件下で悪くなることは、不完全時効組織であることが引金にあり、おまに内在する水素による脆化に由来すると思われる。一方、550℃時効材では475℃時効材に比し、ディンプルが非常に細かくなる。すなわち、ボイドの核発生が容易になり、その結果延性が低下した

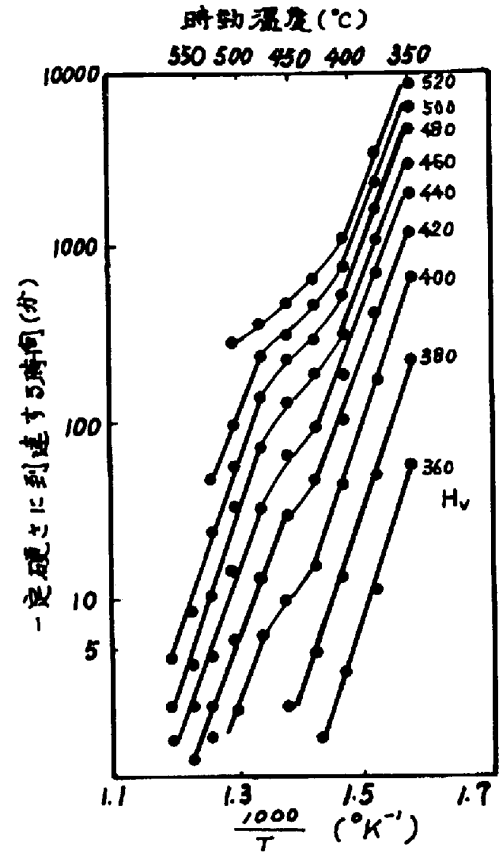


図1. 18Ni250級鋼のアレニウスプロット

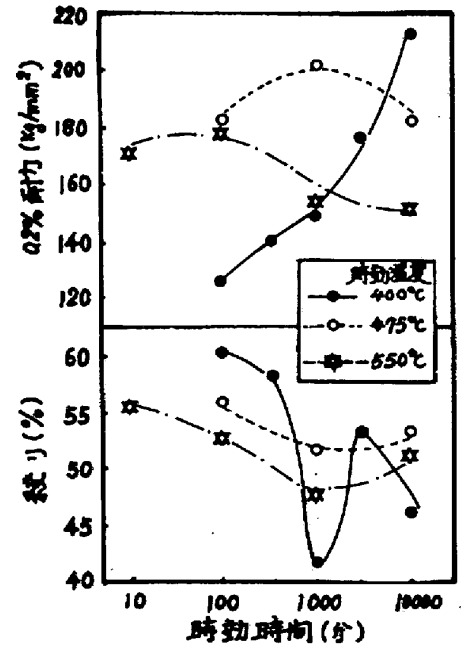


図2. 18Ni300級鋼の引張性質

ものと思われる。

次に、300級鋼の延性、靱性と前々粒径の関係を図3に示した。強度はほとんど粒度依存性を示さないのに対し、延性は前々粒径の粗大化に伴い大きく低下する。これは、いずれの時効組織でも前々粒径に右った破壊様式が介入してくるようになるためである。それに対し靱性は、475℃と550℃時効材では前々粒径にまったく依存しない。ただ、400℃時効材のみは細粒のとき靱性は大きく増大し、一見粒度依存性が認められる。しかし、この増大は、遅れ破壊感受性が高いためK_{IC}試験の負荷中に疲労亀裂の先端に遅れ破壊亀裂が発生し、その枝分れによる見掛け上の増大であり、結局400℃時効材の靱性も本質的には前々粒径に依存しないことが確かめられた。

更に強度水準が上昇し350級鋼になると、400℃時効材は平滑引張試験においても降伏点以下の不安定破壊が生じ、延性は極端に悪くなる。それに対し、475℃時効材と550℃時効材の延性は優れている。その中で注目すべき点は、550℃時効材が475℃時効材よりも延性が悪くないことで、この現象は300級鋼の結果とは対照的である。そして、このような傾向は靱性においても認められる。また、この鋼でも延性は大きな粒度依存性を示すが、靱性はまったく粒度に依存しない。そのため、すべての鋼の靱性を強度との関係で整理できる。その結果が図4で、靱性は組織状態によって明らかに異なっている。そして、不完全時効組織や過時効組織よりも最高時効組織のほうが明らかに靱性に富んでいる。しかし、過時効組織の靱性は高強度側では強度依存性が低下し、最高時効組織とはほぼ等しくなる傾向がある。

この傾向を確かめる目的で行った400級鋼の試験結果を、表2に示す。この場合は時効温度を一定にし、時効だけを変えて使い、範囲の組織変化の影響を検討しているが、時効時間の進行に伴い延性は増加するが、靱性は逆に減少している。強度水準を考慮すると、500℃、240min時効の最高時効組織の靱性が最も優れている点では図4の傾向と一致するが、過時効組織の靱性が劣る点は図4から予想された傾向と必ずしも一致しない。

4. 考察

延性と靱性で最も異なる点は、粒度依存性である。延性が前々粒径の粗大化に伴い減少するのは、粒内ディンプル破壊から主に前々粒径に右ったディンプル破壊に移行するためである。一方、靱性に粒度依存性が生じないのは、亀裂先端での塑

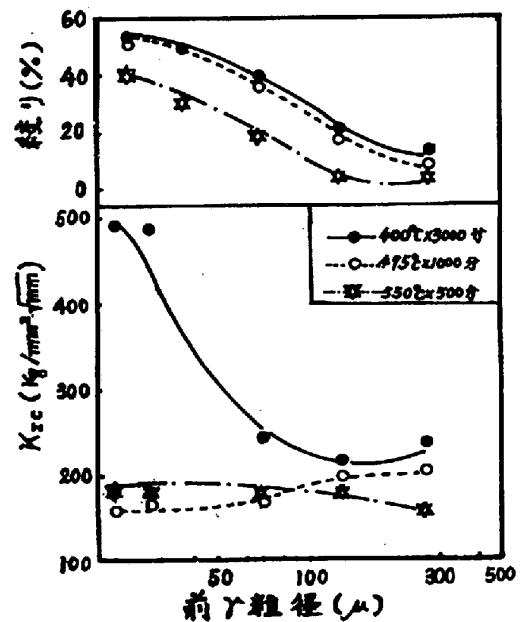


図3. 18Ni 300級鋼の紋り、K_{IC}と前々粒径の関係

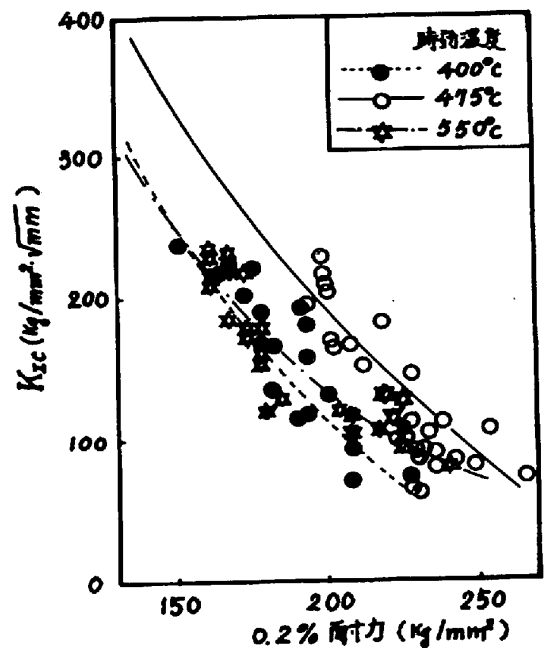


図4. 18Ni マルエージ鋼のK_{IC}における時効組織の影響

表2. 400級マルエージ鋼の試験結果

時効処理	0.2%耐力(kg/mm ²)	引張強度(kg/mm ²)	紋り(%)	K _{IC} (kg/mm ² √mm)
500℃, 30min	246.0	253.6	18.4	124.0
500℃, 240min	264.6	268.7	23.6	93.7
500℃, 1000min	253.0	263.6	32.1	92.7

性変形が制限される結果、前記の粒界に沿った伝播経路を取り得なくなるためと考えられる。すなわち、引張試験で粒界破壊様式が現われてくる程度の前記の粒径のときには、亀裂先端の塑性域のほうがむしろ小さい程度である。ただし、塑性域の大きさに破壊経路が支配される現象はすべての材料に成立するのではなく、この鋼のように粒内と粒界の伝播抵抗の差が比較的小さい場合に限られるであろう。

延性、韌性は大きく分類すると、1) 応力集中、2) 応力緩和、3) 凝集力の3因子に支配されるので、この因子が過時組織によってどのように影響を受けるかという点から考察する。

不完全過時組織の韌性があることについては、1) 変形様式の違い、2) 凝集力の低下の2つの要因が考えられる^{14,15)}。すなわち、この析出段階では変形に際し軟位により析出物が剪断され、にりが少数のにり面上に集中し、応力集中は増大すると考えられている^{14,16)}。このような状態で、たとえば水素などが粒界や介在物界面に集ると凝集力の低下が加わり、脆化が加速されるのではなかろうか。しかし、鉄系材料では変形挙動と析出物の関連を明りょうに示した研究は少なく、この機構を明らかにするには今後この面の実証的研究が必要である。

一方、過時組織では粗大な安定析出物と相が存在し、いずれも基質と塑性挙動が異なるので応力集中を高めると思われる。しかし、軟らかい相の存在により応力緩和は促進される場合があり得ると思われる。また、破面観察においてディンプル核の増加と前記の粒界での割離が認められることから推察されるように、凝集力の低下も生じていると思われる。この応力緩和と凝集力のおお合いが韌性に複雑な影響を与えると思われる。一般に強度が低いときには、応力緩和能力の必要性は少なく、凝集力の低下による悪影響が大きいと思われる。強度上昇に伴い、基質自体による応力緩和が著しく困難にされるので、上積みされた緩和能力の増大は有効に作用するものと思われる。その結果、過時組織の韌性は図4のような傾向を示すものと推察される。しかし、このような単純な考えでは400級鋼の結果を説明できない。そもそも過時組織は複雑な混合組織であり、鋼種および処理条件によって相と安定析出物の割合および析出状態は異なっていると思われる。したがって、これらの結果を統一的に説明するには、両者の役割を分離することを指向した詳細な実験が必要であろう。

文 献

- 1) C.S. Carter: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 1551, 2 (1971), p. 1621
- 2) 山本, 藤田: "鋼の強韌性" p. 283 (1971) (*Climax Polysidnum*)
- 3) H.J. Rack and D. Kalish: *Met. Trans.*, 2 (1971), p. 3011
- 4) L. Roesch and G. Heny: "Electron microfractography" p. 3 (1969) ASTM. STP No. 453
- 5) E.R. Parker and V.F. Jacky: *Eng. Fracture Mech.*, 5 (1973), p. 147
- 6) ASTM Designation: E 399-72, (1972), Part, 31, p. 955
- 7) A.S. Tetelman and A.J. McEvily, Jr.: "Fracture of structural materials" p. 78 (1967) (*John Wiley & Sons*)
- 8) 鈴木: 日本金属学会会報, 11 (1972), p. 649
- 9) 鈴木: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 822
- 10) D.T. Peters and C.R. Cynn: *Trans. AIME*, 236 (1966), p. 1420
- 11) D.T. Peters: *Trans. AIME*, 239 (1967), p. 1981
- 12) 本野, 黒田: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 1243
- 13) J.M. Drapeau, P. Viotour, A.C. Magnée and D. Loutsouradis: *Cobalt*, 50 (1971), p. 29
- 14) E. Hornbogen: *Proceedings ICSIIS. Supple. Trans. ISIJ, Part II*, (1971), p. 997
- 15) D.R. Squires and E.A. Wilson: *Met. Trans.*, 3 (1972), p. 575
- 16) A.J. Deledo, Jr. and R.D. Townsend: *Met. Trans.*, 1 (1970), p. 2573