

混合組織鋼板の引張特性におよぼす合金元素 と焼鈍後冷却速度の影響

Effects of Alloying Elements and Cooling Rate after Annealing on Mechanical Properties in Dual Phase Sheet Steel

橋 口 耕 一*

Koichi Hashiguchi

西 田 稔*

Minoru Nishida

加 藤 俊 之*

Toshiyuki Kato

田 中 智 夫**

Tomoo Tanaka

Synopsis:

For the purpose of producing a highly formable dual phase steel by intercritical annealing, the effects of alloying elements and cooling rates on microstructure and properties have been studied.

The effect of alloying elements on the critical cooling rate (CR) required for the formation of dual phase structure are representable equivalent manganese content (Mn_{eq}):

$$\log CR (^{\circ}C/s) \sim -1.73 Mn_{eq} (\%) + 3.95$$

$$\text{Where } Mn_{eq} (\%) = Mn (\%) + 2.67 Mo (\%) + 1.3 Cr (\%)$$

When gas-cooled, a 1.2%Mn-0.5%Cr steel exhibits a low yield stress of 20kg/mm² and a low yield-to-tensile strength ratio as low as 0.4. Without causing solid solution hardening and a decrease in dissolved C content in ferrite, Cr reduces the yield stress of ferrite, resulting in the lowering of the yield stress of dual phase structure.

1. 緒 言

安全自動車開発の構想を契機として、車体強度の向上、燃費節減あるいは排出ガス規制に対処する装置のための車体重量増加を軽減するなどの目的で、高張力薄鋼板の使用が以前にもまして真剣に検討されつつある。

このような目的に使用される鋼板には強度だけ

でなく加工性も要求されるので、その製造に際しては強度上昇に伴う延性低下を極力防ぐために、固溶強化、細粒化強化、析出強化など種々の強化法が試みられている。

さて最近、組織をフェライトとマルテンサイトの混合組織 (dual phase) にすることによって強度および延性をともに向上させうることが明らかとなってきた。このような混合組織を有する鋼板

* 技術研究所薄板研究室主任研究員
〔昭和54年3月5日原稿受付〕

** 技術研究所薄板研究室室長・工博

として、たとえば冷延鋼板では大橋¹⁾、速水²⁾、中岡³⁾の、また熱延鋼板では橋口⁴⁾、高橋⁵⁾、Rashid⁶⁾、Bucher⁷⁾の報告がある。これらの混合組織鋼板はいずれも以下の諸特徴を有している。すなわち、①降伏伸びが現れない、②降伏応力は低く引張強さが高い、すなわち低降伏比である、③加工硬化が大きい、④歪時効による強度上昇が大きい (bake-hardening)、⑤高強度にしては延性が良好である、⑥室温では非時効性である、などである。

フェライトとマルテンサイトから成る混合組織鋼板の製造法としては、鋼板を α - γ 2相域に加熱し一部 γ 相を生成させ、この γ 相がマルテンサイトになるように急冷する連続焼鈍法がもっとも一般的である。したがってこの方法で製造される鋼板の材質も α - γ 2相域での加熱条件およびその後の冷却条件と密接な関係がある。混合組織を得るために必要な冷却速度は加熱時に出現する γ 相の安定度すなわち鋼の化学組成と加熱条件に依存し、定性的には γ 相の安定度が小さいほど冷却速度を大きくしなければならない。

さて、ある合金元素量に対して目的とする混合組織と材質が得られる下限の冷却速度 (臨界冷却速度) が存在するが、この速度は α - γ 2相域加熱後の CCT 曲線を作成することにより予測できる。本報告ではまず鋼の組成から計算によって CCT 曲線を求め、合金元素量と臨界冷却速度の関係を調べた。そしてつぎに種々の鋼を用いて実験を行い、合金元素量と臨界冷却速度の関係を確認すると同時に、それらが引張特性におよぼす影響を調査した。

2. 混合組織形成に必要な冷却速度と合金元素量の関係

目的とする引張特性および混合組織が得られる下限の冷却速度、つまり臨界冷却速度と合金元素量の関係は α - γ 2相域加熱後の CCT 曲線から予測できる。しかし各種の鋼について CCT 曲線を実験的に得ることは困難である。そこで鋼の冷却過程における変態現象を定量化する数式モデル⁸⁾を用いて、 α - γ 2相域加熱後の CCT 曲線および変態量を計算し、臨界冷却速度と合金元素量の関係を調べた。

2-1 計算手法

計算手法の詳細は伊藤らの報告⁹⁾にゆずるが、基本的には各種成分系について公知である TTT 曲線を数式表示できるように模式化し、合金元素量および γ 粒径について回帰計算して数式中のパラメータを決める。このような数式によって逆に成分元素量および γ 粒径から TTT 曲線を計算できる。そしてこの TTT 曲線をもとにして任意の条件で冷却中の変態潜伏期間および変態量を計算することにより、目的とする CCT 曲線を得ることができる。

2-2 混合組織形成におよぼす合金元素と冷却速度の影響 (計算による予測)

計算では Fig. 1 に示すように後述の実験を考慮して加熱温度を α - γ 2相域で、しかも対象とした組成で γ 相の分率が約25%になる 770°C とし、冷却速度を 0.1~1000°C/s の範囲で変えた。そして α - γ 域加熱中の γ 相のみに注目して γ 中C量を 0.5%、 γ 粒径を約 9 μ m (G.S.N. = 11) とし、冷却中の γ の分解過程を計算した。C以外の計算の対象とした合金元素は、0.3~3.0%の Mn および 1.2%Mn をベースに Mo, Cr, Si, Cu, Ni 量をそれぞれ変化させた。

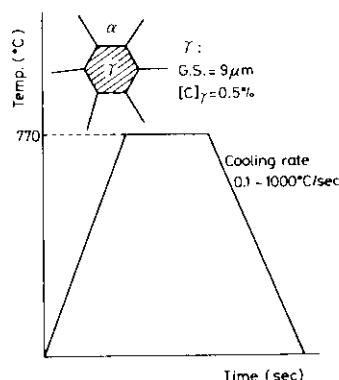


Fig. 1 Heat cycle used in calculation of CCT curve

計算の一例として 1.2%Mn 0.5%Cr 鋼の CCT 曲線を Fig. 2 に示す。冷却速度が約 200°C/s 以上では加熱時の γ 相がそのままマルテンサイト (以下 α' とする) になることがわかる。冷却速度が 200°C/s 以下になると冷却途中で γ 相からフェライト、

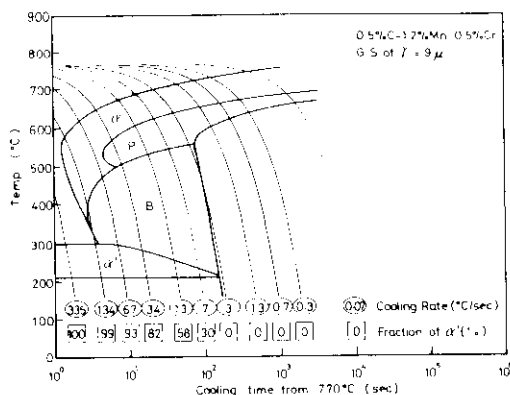


Table 1 Chemical compositions of steels used

Steel	(wt %)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	Mo
0.6Mn	0.053	0.012	0.62	0.004	0.002	0.038	0.0015	—	—
0.9Mn	0.050	0.013	0.92	0.003	0.001	0.033	0.0017	—	—
1.2Mn	0.050	0.013	1.20	0.003	0.001	0.033	0.0017	—	—
1.5Mn	0.048	0.011	1.52	0.004	0.001	0.033	0.0015	—	—
1.7Mn	0.048	0.011	1.70	0.004	0.001	0.033	0.0015	—	—
1.2Mn-0.1Cr	0.062	0.008	1.22	0.004	0.001	0.030	0.0014	0.10	—
1.2Mn-0.3Cr	0.062	0.008	1.22	0.004	0.001	0.030	0.0014	0.29	—
1.2Mn-0.5Cr	0.047	0.022	1.19	0.003	0.002	0.029	0.0017	0.49	—
1.2Mn-0.15Mo	0.054	0.011	1.22	0.004	0.001	0.030	0.0014	—	0.14
1.2Mn-0.3Mo	0.054	0.011	1.22	0.004	0.001	0.030	0.0014	—	0.30

冷延し0.8mm厚の供試材とした。熱処理は直接通電炉を用いて770°Cに加熱し60s保持した後、gas jet冷却、mist冷却および水焼入れの3種の方法で冷却した。各冷却法で得られる冷却速度はそれぞれ5~50°C/s、100~200°C/sおよび約2000°C/sであった。

以上の試料について、組織観察、引張試験（小型引張試片、G.L.25mm、平行部幅12mm）および170°C 20min 時効（塗装焼付処理を想定）後の引張試験を行った。この試験では熱処理後、試験片加工などのため試料を約1週間室温に放置した後、引張試験に供した。なお引張試験において降伏伸びの現れない試料では0.5%伸びにおける応力を降伏応力とした。

3-2. 引張特性におよぼす合金元素と冷却速度の影響

Cr添加鋼の引張特性におよぼす冷却速度の影響をFig. 5に示す。降伏伸びが0%になる臨界冷却速度はCr量が多いほど小さくなる。臨界冷却速度以上では降伏比、降伏応力ともに急激に低下し、またその値はCr量が多いほど小さくなる。冷却速度が大きくなるにしたがって引張強さは単調に増加し、全伸びは減少する。種々の速度で冷却した0.5%Cr添加鋼の顕微鏡組織をPhoto. 1に示す。冷却速度が前述の臨界速度以下の場合には $\alpha + P$ 組織である。一方、臨界速度以上の冷却速度になると α 粒と細かく分散した α' から成る混合組織が得られる。すなわち $\alpha + P$ 組織の場合、降伏伸びが発生し、高降伏応力、高降伏比となる。一方 $\alpha + \alpha'$ 混合組織は降伏伸びが消滅し、低降伏応力、低降伏比を示す。

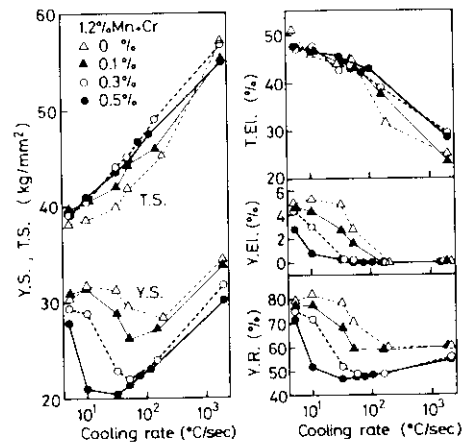


Fig. 5 Effect of cooling rate on yield and tensile strengths, yield-to-tensile strength ratio, yield point elongation and total elongation in Cr-bearing steels

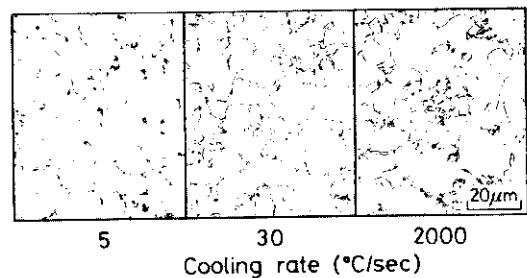
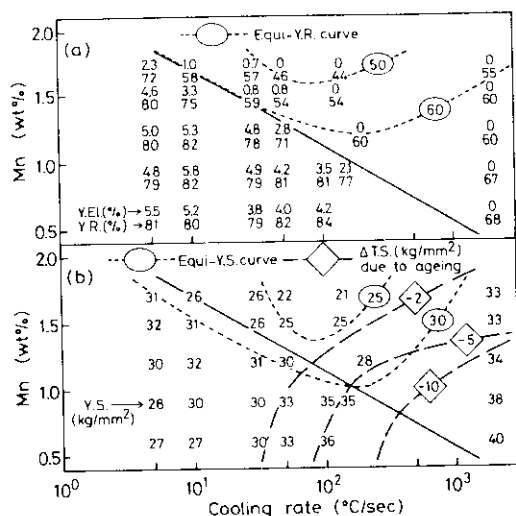


Photo. 1 Effect of cooling rate on microstructure of 1.2%Mn-0.5%Cr steel, exhibiting change in structure from ferrite-pearlite to dual phase

MnあるいはMo添加鋼の場合も同様に、MnあるいはMo量の増加に伴い、混合組織形成に必要な臨界冷却速度は減少し、また降伏比、降伏応力も低下する。

降伏伸び、降伏比および降伏応力におよぼす冷却速度とMn量の影響をFig. 6に示す。混合組織



Notes: A pair of digits in (a) represents yield point elongation and yield ratio, respectively. Solid line partitions dual phase (right) and ferrite-pearlite (left) regions. Broken line represents amount of decrease in tensile strength due to ageing at 170°C for 20 minutes. Dotted line represents equi-yieldratio or equi-yield-stress curve.

Fig. 6 Effects of Mn content and cooling rate on (a) yield point elongation and yield-to-tensile strength ratio and (b) yield stress

としての判定基準を、降伏伸び1%以下、降伏比70%以下として、臨界冷却速度を図中に実線で示す。さらに降伏比（以下Y.R.とする）の等しい領域を点線で Fig. 6 (a) に、また降伏応力（以下Y.S.とする）の等しい領域および170°C 20min 時効による引張強さの変化量（以下ΔT.S.とする）の等しい領域をそれぞれ点線、破線で Fig. 6 (b) に示す。

この図から目的とする混合組織鋼板は実線で示した臨界冷却速度線より右側の領域で得られ、さらにこの領域の中でも Mn 量および冷却速度によってその性質は大きく変化することがわかる。すなわち Mn 量が低いほどあるいは冷却速度が大きいほどY.R.およびY.S.は増加し、また170°C 20min 時効によるT.S.変化が大きくなる。とくに水焼入れの場合、Mn量が多いほどY.R.およびY.S.がともに低くなることは注目される。したがってY.R.およびY.S.をできるだけ低くするためにはより多くのMn量が必要になる。またいずれの等Y.R.線および等Y.S.線も下に凸の曲線であり、もっとも少

ないMn量でそれぞれもっとも低いY.R., Y.S.が得られる最適冷却速度がある。この最適冷却速度はMn量が少ないほど大きくなり、これに伴い得られるY.R.およびY.S.も増加する。

Fig. 7 (a), (b)にCr添加鋼の性質におよぼす冷却速度とCr量の影響を示す。Mn添加鋼の場合と同様に実線で示した臨界冷却速度線の右側でα+α'組織が得られる。さらにこの領域の中でもCr量、冷却速度によって性質は大きく変化し、水焼入れではCr量が多いほどY.R., Y.S.は低くなる。

Mo添加鋼の場合をFig. 8 (a), (b) に示す。得られる結果はMn添加鋼およびCr添加鋼の場合とはほとんど同じである。

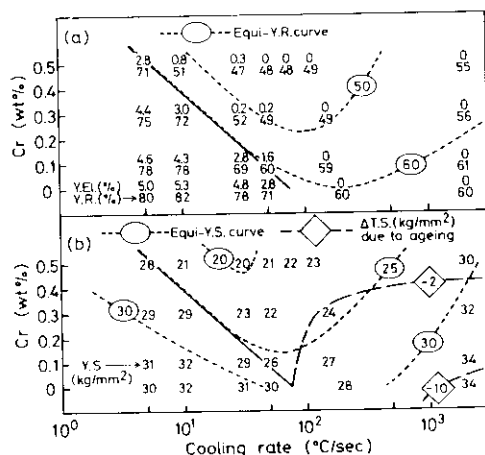


Fig. 7 Effects of Cr and cooling rate on (a) yield point elongation and yield-to-tensile strength ratio and (b) yield stress

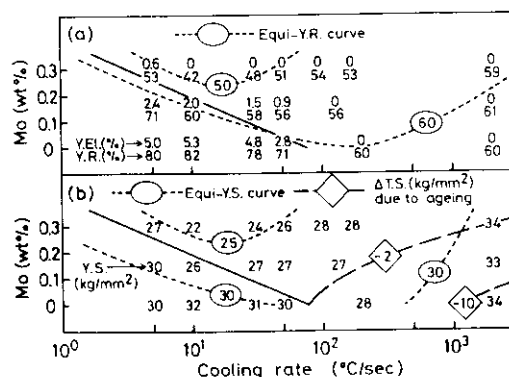


Fig. 8 Effects of Mo and cooling rate on (a) yield point elongation and yield-to-tensile strength ratio and (b) yield stress

4. 考 察

4.1 臨界冷却速度と合金元素量の関係

Figs.6~8 に示したように、冷却速度あるいは合金元素量の増加に伴い、降伏伸び、降伏比が急激に減少する臨界条件が得られ、この変化に対応して組織も $\alpha + P$ から $\alpha + \alpha'$ に変化する。実験で得た臨界冷却速度と合金元素量の関係を前述の計算結果と比較して Fig. 9 に示す。臨界冷却速度の対数は合金元素量の増加に伴い直線的に減少する。臨界冷却速度を下げる効果は Mo がもっとも大きく、ついで Cr, Mn の順に小さくなる。これら各合金元素の効果を Mn 量に換算して (3) 式に示すような実験による Mn 当量 Mn_{eq}^C を得、さらにこれと臨界冷却速度 CR^C の関係 (4) 式を得た。

$$Mn_{eq}^C (\%) = Mn (\%) + 2.67 Mo (\%) + 1.3 Cr (\%) \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$\log CR^C (^\circ C/sec) = -1.73 Mn_{eq}^C (\%) + 3.95 \quad \dots\dots\dots (4)$$

前述の (1), (2) 式に示した計算と (3), (4) 式の実測の両者ともに臨界冷却速度におよぼす合金元素の影響は定性的には同じ傾向を示す。しかし計算で得た臨界冷却速度は実測値より小さく、とくに Mn の臨界冷却速度に対する評価に差がある。この差は計算に用いたパラメータの修正によって小さくすることが可能である。

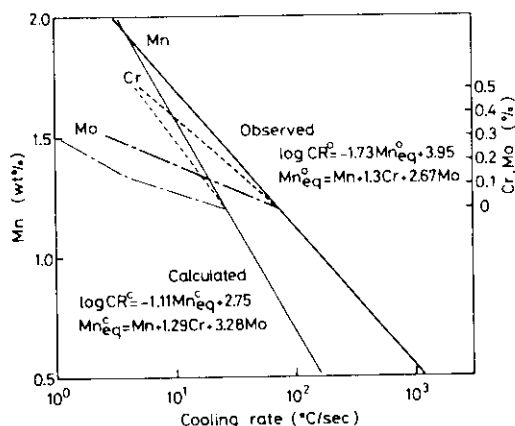


Fig. 9 Relation between alloy content and critical cooling rate required for formation of dual phase structure

4.2 過時効処理の必要性

Figs.6~8 によれば、低合金量でかつ冷却速度

が大きい試料ほど $170^\circ C$ 20min 時効による引張強さの低下量 $\Delta T.S.$ が大きくなる。中岡ら³⁾ は水焼入れで得られる混合組織鋼板の場合にこのような強度低下のあることを報告している。すなわち水焼入れ混合組織鋼板では $\alpha - \gamma$ 相加熱時の状態がそのまま凍結され、加熱時の α 中の固溶 C がそのまま α 中に過飽和に存在する。この過飽和な固溶 C は $170^\circ C$ での時効処理によって減少し、その結果固溶 C によって強化されていた α 地が軟化すると同時に α' も焼戻しされるため T.S. が著しく低下する。したがって水焼入れの場合には固溶 C 量を減少させるために過時効処理が必要となる³⁾。

本実験結果によると、時効処理による強度低下は水焼入れ材だけでなく、比較的冷却速度の小さい領域、とくに低 Mn 系の $\alpha + P$ 鋼においても認められ、しかも $\Delta T.S.$ の変化は $\alpha + P$ 領域および $\alpha + \alpha'$ 領域を通じて連続的である。また $200^\circ C$ 以下の温度では、 α' の焼戻し軟化におよぼす Mn, Cr, Mo などの合金元素の影響は小さい⁹⁾ ことが報告されている。これらの事実より、本実験における $\Delta T.S.$ の変化は主として α 中の固溶 C 量の変化によるものと考えられる。

そこで水冷材について内部摩擦法により α 中固溶 C 量を測定した。なおこの場合水冷後、測定までは試料を $-20^\circ C$ の冷凍庫に保管し、室温近傍での時効を極力防止した。その結果を Fig. 10 に示す。

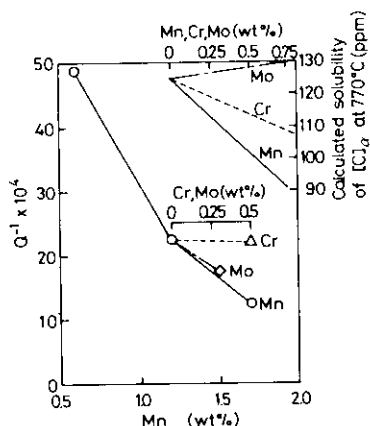


Fig. 10 Relation between alloy contents and Q^{-1}

Q^{-1} は合金元素量の増加に伴い減少する。また図中には $770^\circ C$ で γ 相と平衡する α 相の C 量におよぼす Mn, Cr, Mo の影響を計算した結果も示した。計算では $\alpha - \gamma$ 両相における Mn, Cr, Mo の

どの合金元素の分配がないpara equilibrium¹⁰⁾を仮定し、さらに合金元素とCの相互作用は無視した。Mn, Cr添加によりCの α 相における固溶限は減少する。一方Mo添加の場合は固溶限を増加させるが、実際にはMoとCの相互作用によって固溶限は計算値より小さくなるであろう。本供試材では多量の合金元素を含むため、 Q_1 の値から単純に固溶C量を得ることは困難であるが、計算結果および Q_1 の実測値から合金元素量が多いほど α 中固溶C量が減少することが推察できる。

固溶C量低減のために必要な過時効処理の要、不要の目安となる臨界強度低下量をどの程度の値にするかは明らかでない。いま仮に臨界強度低下量を 2kg/mm^2 とすれば、Figs.6~8に示した $\Delta T.S. = -2\text{kg/mm}^2$ の曲線より大きな冷却速度では焼鈍後過時効処理が必要になる。

4.3 混合組織鋼板の降伏応力

混合組織形成に必要な臨界冷却速度については、(3)、(4)式に示したようにMn, Cr, Moは互いに置換可能であるが、引張特性におよぼす各合金元素の影響は必ずしも同じではない。最少合金元素量でY.S. 25kg/mm^2 が得られる最適冷却速度はFigs.6~8に示したようにMo添加鋼の場合にもっとも小さく、ついでCr, Mnの順になる。しかしこれらの最適冷却速度において必要なMo, Cr, Mnの量は必ずしもこの順序ではない。また等Y.R.線、等Y.S.線の形も合金元素によって差があり、Crの場合がもっともなだらかな形状を示す。すなわち等Y.R.あるいは等Y.S.が得られる冷却速度範囲および合金量範囲はCrの場合にもっとも広くなる。さらに水冷材のY.S.におよぼす合金元素の影響もFig.11に示すように異なる。この図では水冷後引張試片加工などのため約1週間室温に放置した試料のY.S.、すなわちFigs.6~8に示した値の他に、内部摩擦測定材と同様に水冷後引張試験まで -20°C の冷凍庫に保管し、極力室温時効を防止した試料のY.S.を示した。約1週間室温に放置した試料では合金元素量が多いほどY.S.が低下するが、低下の程度はCrの場合にもっとも大きい。一方、 -20°C で保管し極力室温時効を防止した試料では全体にY.S.が低く、Mn量の増加に伴いY.S.が増加する。Cr添加鋼ではCrの少量添加の場合には

Y.S.が増加するが、0.5%Cr添加によってY.S.が低下する。このように約1週間の室温放置により、室温時効が起こったことが明らかである。角山ら¹¹⁾によって報告されているような室温近傍で析出する微細な低温炭化物によるもので、この室温での時効硬化は、合金元素の量と種類によっても影響を受けると考えられるが、合金元素量が少なく α 中固溶C量が多いものほど顕著に認められる。なお以上述べた水冷材では室温時効の有無にかかわらず降伏伸びは現れない。

以上述べたように引張特性、とくにY.S.におよぼす合金元素および冷却速度の影響は必ずしも同じではない。混合組織鋼のY.S.に影響をおよぼす因子として、 α' の分率、第2相の種類および分布形態、 α 粒径および α 相の強度などが考えられる。以下これらの点について検討する。

まずY.S.におよぼす α' 分率の影響については、著者ら¹²⁾が0.1~0.6%Cr鋼を用いて調べた結果、 α' 分率が約30%以下では混合組織鋼板のY.S.はほとんど変化せず、一定であった。ここではC量の異なる試料を α - γ 2相域の同一温度から水冷したため、 α および α' の両相とも分率は異なるが、それぞれ同一組成の α および α' 相が得られたと考えてよい。

本実験の加熱温度 770°C は前述したように加熱時の γ 分率が約25%になるように選んだ温度であるから、 α' 分率が30%を越える試料はない。したがって本実験材については、Y.S.におよぼす α' 分率の影響はほとんどないと考えられる。

さて混合組織鋼の降伏挙動におよぼす α 粒度の

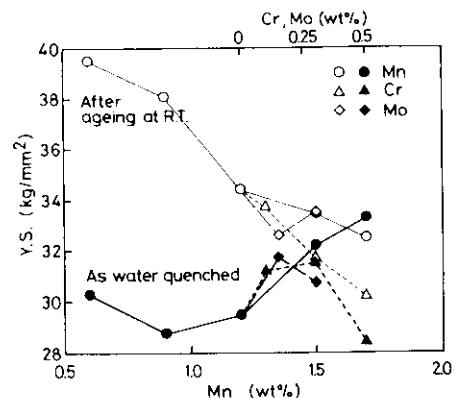


Fig. 11 Effects of alloy contents and ageing on Y.S. of water-quenched dual phase steel

影響について著者らは詳細な検討を行い、Hall-Petchの関係($\sigma_y = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$)における k_y は $\alpha + P$ 鋼の約1/3程度で、非常に小さいという結果を得ている¹³⁾。本実験に用いた試料の α 粒度は添加した合金元素やその量により若干異なっているもののその変化は少なく、Y.S.におよぼす粒度の影響は非常に小さいと考えられる。したがって混合組織鋼のY.S.は、 σ_0 すなわち α と α' の界面に生成した多数の自由転位の運動に対する摩擦力に主として支配される。

以上のことから、低いY.S.を得るためには α 相をできるだけ清浄に、つまり固溶Cを少なくし、また析出物のない状態にする必要がある。そしてこの場合には低いY.S.と同時に延性の改善も期待できる。

α 中の固溶C量は α/γ 2相域加熱時の α 中の固溶C量および加熱後の冷却速度に依存する。つまり加熱時にはFig.10に示したように合金元素添加によって固溶C量が増加し、さらに適切な速度で冷却すると、C原子は冷却中に α 相から共存する γ 相へ移動、濃縮し、 γ を安定化する。その結果Ms点が低下し、C原子が α から γ へ移動しうる温度領域が広がる。 γ の共存による α からのCのscavenge効果を十分に利用するには適度の徐冷が望ましく、またそのような徐冷で混合組織を得るにはある程度以上の合金元素量が必要となる。実際に組成を一定とした場合、冷却速度の減少に伴い固溶C量が減少し、その結果Figs.6~8に示したようにY.S., $\Delta T.S.$ が減少する。なお臨界冷却速度近傍でY.S.が増加するのは、この領域が $\alpha + \alpha'$ から $\alpha + P$ への遷移領域で、 $\alpha + \alpha' + P$ から成る混合組織を呈し、 α' による降伏点降下作用が十分に発揮されないためと考えられる。

一方、冷却速度を一定にした場合でも合金元素量増加に伴う固溶C量低減によりY.S.および $\Delta T.S.$ は低下する。たとえば水冷材ではFig.11に示したように低合金系ほど固溶C量が多く、室温時効の結果Y.S.は増加する。しかし室温時効のない状態では、Y.S.はMn量の増加に伴い増加するが、Cr量増加の場合は低下し、Y.S.変化を固溶C量のみによって説明することはできない。フェライトのY.S.は微量のCによって著しく変化するが、合金元素によっても変化し、C, Mn, Cr, Moを各

1%添加した場合のY.S.変化はそれぞれ+4 600, +32, +30および+11MPaになることが報告されている¹⁴⁾。Mn, Moは固溶体硬化によってY.S.を増加させるが、Crは固溶体硬化がなく逆に軟化させる。実際にこれらの値およびFig.10のQ¹からあえて導出した固溶C量を用いて、Y.S.におよぼす固溶C量、Mn, Cr, Moの寄与を概算すると、1.2%Mn鋼を基準にして、0.6%Mn, 1.7%Mn, 1.2%Mn+0.5%Cr, 1.2%Mn+0.3%Mo鋼ではそれぞれ-0.3, +1.0, -1.6および0 kg/mm²のY.S.変化が得られる。この概算結果はFig.11で示した室温時効防止材のY.S.変化と定性的に一致する。したがってMn, Mo系鋼のY.S.変化は固溶C量の低下によるY.S.低下とMn, Moの固溶体硬化によるY.S.増加の両者が相殺した結果として得られる。一方、Cr添加鋼では固溶C低減とともにCrによる固溶体軟化の両者の相加作用により、もっとも低いY.S.が得られると考えられる。

混合組織鋼板のY.S.は以上に述べたように、主に α 相の強度に支配されるが、第2相の種類および分布形態によっても変わると考えられる。実際にFigs.6,8のMn, Mo添加鋼では、臨界冷却速度近傍で第2相中にPが存在するためにY.S.が増加している。このように第2相が α' だけか、あるいはP, Bが混在するか、さらにはそれらの分布形態によってY.S.は変化すると考えられる。これらの点については今後さらに検討する必要がある。

4.4 混合組織鋼板の最適製造条件

引張特性におよぼす合金元素および冷却速度の影響を模式図としてFig.12に示す。合金元素量と冷却速度の関係は二つの部分、つまり $\alpha + P$ 領域および $\alpha + \alpha'$ 領域に分けられる。この境界は α' を得るに必要な臨界冷却速度によって決まる。また $\alpha + \alpha'$ 領域は α 中固溶C量の多少によって過時効処理の必要な領域と不要な領域に分けられる。過時効処理の必要な領域では、過時効処理により α 相中に微細セメントが分散析出する¹⁵⁾。一方過時効処理の不要な $\alpha + \alpha'$ 領域では、冷却中 α 相と共存する γ がCの吸蔵源となるため、 α 相は固溶Cおよび析出物が非常に少なく、清浄な α 相が得られる。その結果Y.S.が低く、かつ高延性の混合組織鋼板が得られる。さらにこの領域では、合

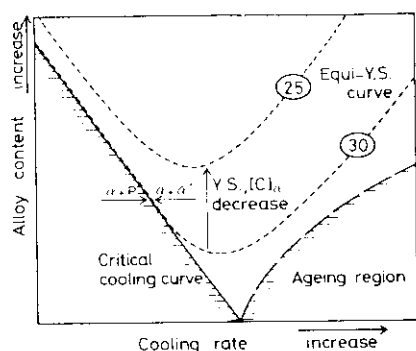


Fig. 12 Schematic illustration of phase regions in cooling rate - alloy content diagram: Diagram is divided into ferrite-pearlite, dual phase and tempered (overaged) dual phase regions

合金元素量および冷却速度に依存して等Y.S.線が決まり、合金元素量増加に伴いY.S.は低下する。このY.S.変化は固溶Cの減少によるY.S.低下と合金元素の固溶体硬化によるY.S.増加の両者の和として決まる。

混合組織鋼板は適当な冷却速度との組合せによって低合金系から高合金系まで種々の組成で製造することが可能である。しかし Figs.6~8 に示したように、低Y.R.、低Y.S.の鋼は、ある程度以上の合金元素を含む場合に得られる。たとえば0.05% C 1.2% Mn-0.5% Cr鋼を約30°C/s で冷却した場合にY.S.20kg/mm²、Y.R.47% の性質が得られる。

5. まとめ

フェライト、マルテンサイトから成る混合組織

鋼板の最適製造条件の検討を目的として、混合組織形成に必要な焼鈍臨界冷却速度と合金元素量の関係、さらに混合組織鋼板の引張特性におよぼす合金元素と冷却速度の影響について調べた。

(1) 混合組織形成に必要な臨界冷却速度 CR と合金元素量の関係を計算および実験によって導出した。合金元素量は Mn 当量 (Mn_{eq}) に換算でき、これらの関係は次式のように表すことができる。

$$\log CR(^{\circ}\text{C/s}) = -1.73\text{Mn}_{\text{eq}}(\%) + 3.95$$

$$\text{Mn}_{\text{eq}}(\%) = \text{Mn}(\%) + 2.67\text{Mo}(\%) + 1.3\text{Cr}(\%)$$

(2) 臨界冷却速度を下げる効果は Mo がもっとも大きく、ついで Cr, Mn の順である。

(3) 同じ混合組織鋼板でも冷却速度が大きいほど、また合金元素量が少ないほどフェライト中の固溶C量が多い。したがってこのような鋼板では固溶C量低減のために焼鈍後過時効処理が必要になる。

(4) 混合組織鋼板の引張特性は合金元素量および冷却速度によって変化し、冷却速度が大きいほど、また合金元素量が少ないほど降伏比、降伏応力は増加する。

(5) したがって適当量の合金元素を添加し、かつ適切な冷却速度で焼鈍した場合に、降伏応力と降伏比がもっとも低くなる。

(6) Cr はフェライト中固溶C量を減少させると同時に固溶体軟化作用があり、低い降伏応力を得るために最適の元素である。実際に 0.05% C-1.2% Mn 0.5% Cr 鋼で、焼鈍冷却速度を約30°C/s とした場合に降伏応力20kg/mm²、降伏比47% という性質が得られる。

参考文献

- 1) 大橋延夫, 高橋功, 橋口耕一: 塑性と加工, 17 (1976) 190, 883
- 2) 清水哲博, 吉川敬, 武岡吉彦, 高橋延幸: 鉄と鋼, 61 (1975) 4, 148
- 3) 中岡一秀, 荒木健治, 金原理: 塑性と加工, 17 (1976) 190, 875
- 4) 橋口耕一, 西田稔, 加藤俊之, 田中智夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 4, 257
- 5) 高橋政司, 国重和彦, 村山順一郎, 増井淑郎: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, 803
- 6) M.S. Rashid: SAE Report, (1976), 760206
- 7) J.H. Bucher and E.G. Hamburg: SAE Report, (1977), 7700164
- 8) 伊藤庸, 坂元祥郎, 佐伯真事, 斎藤吉弘, 滝沢昇一, 東野健人: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, 806
- 9) R.A. Grange, C.R. Hribal and L.F. Porter: Met. Trans. 8A, (1977), 1775
- 10) 富樫房夫, 西沢泰二: 日本金属学会誌, 40 (1976) 1, 12
- 11) 角山浩二, 松村治, 鶴岡大: 日本金属学会春期講演概要, (1972), 35

- 12) 加藤俊夫, 西田稔, 橋口和夫, 田中智夫: 未発表
- 13) T. Tanaka, M. Nishida, K. Hashiguchi and T. Kato: "Symposium on Structure and Properties of Highly Formable Dual Phase HSLA Steels I", 108th AIME Annual Meeting, (1979)
- 14) F. B. Pickering: Physical Metallurgy and the Design of Steels, (1978), 70, [Applied Science Publishers Ltd.]

顕微鏡写真シリーズ(3)



混合組織鋼の電子顕微鏡組織

マルテンサイトとその周辺に発生した転位(撮影倍率×10000)