

# 焼入れままマルテンサイト組織を有する鋼の靱性に及ぼす化学成分の影響

長谷川 俊永\*・間渕 秀里\*・粟飯原 周二\*<sup>2</sup>

Influence of Chemical Compositions on Toughness of Steels with the Microstructure of As-quenched Martensite

Toshiei HASEGAWA, Hidesato MABUCHI and Shuji AIHARA

**Synopsis :** Influence of alloying elements (Ni, Mn and Cu) and cooling conditions on toughness of as-thermal cycled martensite simulating the microstructure of coarse-grained weld heat-affected zone (HAZ) of quenched and tempered high strength steels was investigated. Regardless of the cooling conditions, toughness of as-thermal cycled martensite increases with increasing Ni content and deteriorates with increasing Mn content, whereas toughness is not influenced by Cu content.

Toughness change of as-thermal cycled martensite is mainly attributed to change in cleavage facet size and amount of cementite precipitated due to auto tempering in the laths of martensite. Cleavage facet size at the initiation point of brittle fracture tends to be refined with increasing Ni content. The amount of cementite in the laths of martensite precipitated during auto tempering decreases with increasing Mn content and cooling rate. Therefore, soluble C is presumably detrimental to the toughness of as-thermal cycled martensite.

**Key words :** toughness; martensite; quenched and tempered steel; steel plate; heat affected zone (HAZ).

## 1. 緒言

鋼の脆性破壊特性に及ぼす組織因子の影響については、従来より多くの研究がなされている。特に、フェライト単相組織の鋼に関してはその組織の単純さもあって、破壊研究の初期から結晶粒径<sup>1)</sup>や粒界炭化物の影響<sup>2,3)</sup>に注目した研究が行われ、へき開破壊機構がほぼ明らかにされている。また、焼入れ焼戻し処理によって製造された焼戻しベイナイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織を有する調質高張力鋼の組織因子と靱性の関係については松田<sup>4)</sup>がいわゆる“有効結晶粒径”の概念によって整理している。さらに最近ではフェライトからマルテンサイト組織まで炭化物に注目して統一的に説明しようとする試み<sup>5)</sup>がなされている。

一方、著者らは調質高張力鋼の多層盛溶接熱影響部の靱性の研究<sup>6)</sup>において、下部ベイナイトとマルテンサイトの混合組織あるいはマルテンサイト単相組織における靱性を支配する組織因子を検討し、靱性に対する有効結晶粒径の影響は小さく、マルテンサイトラス内の炭化物の析出量あるいは分布のauto temperによる変化が靱性に大きな影響を及ぼしている可能性を示した。

同じマルテンサイト組織でも溶接熱影響部の組織は母材とは異なり十分な焼戻しを受けないため、焼戻しベイナイ

ト、焼戻しマルテンサイト組織からなる母材とは異なった靱性支配機構が働くことが推察される。そこで本研究では、調質高張力鋼の多層盛溶接熱影響部の靱性支配因子に関する研究の一環として、焼戻し処理を行わない、焼入れままのマルテンサイト単相組織の靱性に及ぼす化学成分の影響をNi, Mn, Cu量を変えて検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼は小型真空溶解炉により溶製した。化学成分をTable 1に示す。母材の低温靱性が優れる780MPa級鋼の化学成分をベースとして、Mnを0.5~2.2%, Niを1~6%, Cuを0~1%の範囲で変化させた。シリーズAは、Cu添加量はほぼ0.25%一定で、Ni及びMn量を変化させたものである。シリーズBは靱性に及ぼすCu量の影響を調査するため、Mn量はほぼ1%一定で、Ni量を約1%, 3%の2水準としてCu量を0, 0.5, 1%の3水準に変化させた。

鋼塊を1250°Cで2h加熱した後、板厚13mmに熱間圧延し、焼入れ焼戻しを施して素材とした。焼入れは900°Cで1h加熱後水冷し、焼戻しは625°Cで1h加熱後水冷した。

平成7年12月28日受付 平成8年3月4日受理 (Received on Dec. 28, 1995; Accepted on Mar. 4, 1996)

\* 新日本製鐵(株)鉄鋼研究所 (Steel Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 293)

\* 2 新日本製鐵(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical compositions of steels tested (mass%,\*ppm).

steel	C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	B* N*
A 1	0.08	0.22	1.50	1.00	0.25	0.59	0.47	0.072	- 23
A 2	0.07	0.21	1.96	1.01	0.25	0.60	0.48	0.069	9 19
A 3	0.08	0.21	2.20	0.98	0.25	0.59	0.51	0.047	- 20
A 4	0.08	0.21	1.25	3.02	0.25	0.61	0.48	0.087	11 18
A 5	0.09	0.21	1.48	2.99	0.25	0.60	0.48	0.073	- 29
A 6	0.08	0.21	1.72	2.99	0.25	0.60	0.48	0.072	10 13
A 7	0.08	0.21	1.98	3.00	0.25	0.60	0.48	0.072	9 18
A 8	0.09	0.23	0.54	6.30	0.26	0.63	0.55	0.072	- 23
A 9	0.09	0.22	0.76	6.43	0.26	0.61	0.54	0.073	- 24
A10	0.09	0.23	1.03	6.08	0.27	0.60	0.53	0.074	- 35
A11	0.09	0.22	1.25	6.11	0.25	0.60	0.48	0.073	- 25
A12	0.09	0.21	1.49	6.07	0.25	0.60	0.47	0.072	- 29
B 1	0.08	0.23	1.01	1.00	-	0.59	0.50	0.069	8 12
B 2	0.08	0.22	1.01	1.01	0.50	0.60	0.50	0.072	10 10
B 3	0.08	0.22	0.97	0.99	1.00	0.59	0.49	0.072	7 12
B 4	0.08	0.22	0.99	3.02	-	0.60	0.48	0.068	8 20
B 5	0.08	0.22	0.98	3.02	0.49	0.59	0.49	0.071	8 20
B 6	0.08	0.22	0.98	3.02	0.98	0.59	0.50	0.070	8 14

(P, S ≤ 0.003mass%)

## 2・2 シャルピー衝撃試験

各素材の板厚中心部から長手方向が圧延方向に平行になるように12mm×12mm×55mmの寸法の試験片を採取し、高周波誘導加熱により熱サイクルを与えた。熱サイクル条件は、鋼A1, A3, A5, A8, A9, A12及び鋼B1～B6については、加熱 $\gamma$ 粒径が溶接熱影響部(HAZ)の粗粒域における粒径程度で、いずれの供試鋼も単相のマルテンサイト組織となるように、加熱温度( $T_p$ )が1400°Cで1s保持後、水焼入れ(WQ)を施した。鋼A3～A12については、1400°Cで1s保持後、板厚50mm、入熱が4～5kJ/mm程度のサブマージーク溶接に相当する溶接熱サイクルを想定して800°Cから500°Cまでの冷却時間( $\Delta t_{8/5}$ )が30sの熱サイクルを与えた。前報<sup>6)</sup>によれば、鋼A3～A12はこの冷却条件においてもほぼマルテンサイト単相組織となることが予想される。昇温は溶接部の熱履歴を想定して室温から1400°Cまでの時間が22sの急速加熱とした。また、一部の供試鋼についてはへき開破面単位の大さと靱性の関係を調査する目的で、 $T_p$ を900°C及び1100°Cとし、冷却をWQとした試験も実施した。

熱サイクルを与えた試験片から標準2mmVノッチシャルピー衝撃試験片を加工し、衝撃試験に供した。靱性の指標としては50%破面遷移温度(FATT)を用いた。

## 2・3 低温引張試験

靱性の支配要因の解明を目的として、+20°C及び-100°Cにおける引張特性の調査を実施した。引張試験の場合、平行部全体を均一な組織とする必要があるため、高周波誘導加熱による熱サイクルではなく、電気炉で熱処理を行った。その際、シャルピー試験材と $\gamma$ 粒径がほぼ一致するように、予備試験に基づいて熱処理条件を設定した。具体的には熱サイクル実験と同じ形状の試験片を加熱温度1300°Cで10

min.保持後水冷した。熱処理後の試験片を平行部直径が6mm、平行部長さが32mmの丸棒引張試験片に加工し、引張試験に供した。なお、試験片の変形量は標点間距離が25mmの伸び計により測定した。

## 2・4 残留オーステナイト( $\gamma_R$ )量の測定

組織中の残留オーステナイト( $\gamma_R$ )の安定性を比較する目的で、熱サイクルまま及び熱サイクル材に応力を負荷した後の $\gamma_R$ 量をメスバウアー分光分析装置により測定した。応力負荷は、熱サイクルを付与した試験片から平行部直径が6mmの丸棒引張試験片を作製し、-196°Cにおいて0.2%耐力に相当する応力を与えた。なお、応力負荷用の丸棒引張試験片は熱サイクルが付与された部分に確実に応力が負荷されるように、熱サイクルが付与された領域約8mmを平行部とした試験片である。

## 2・5 微視組織、脆性破面の観察

熱サイクルが付与された部分の圧延方向に直角な断面(C断面)の微視組織を光学顕微鏡により観察した。ピクルル腐食により現出させた微視組織を光学顕微鏡で観察することによりマルテンサイト単相組織になっているか否かの確認を行うとともに、結晶方位に応じて異なった色調に腐食される修正カーリング腐食組織<sup>4)</sup>による観察も行った。さらに残留オーステナイト、炭化物分布等を観察する目的で、薄膜、抽出レプリカの透過型電子顕微鏡(TEM)観察も実施した。また組織観察位置のビッカース硬さ測定も行った。

シャルピー衝撃試験で脆性破壊した破面の観察を走査型電子顕微鏡(SEM)により行い、破面形態の比較を行うとともに脆性破壊発生起点の破面単位の測定を行った。

## 3. 実験結果

Fig. 1, Fig. 2は、各々1400°Cに加熱後水冷(WQ)した場合と $\Delta t_{8/5}$ で30sの場合の靱性(破面遷移温度, FATT)に及ぼすCu, Ni及びMn含有量の影響を示した図である。両図中にはビッカース硬さを併記している。ビッカース硬さ及び光学顕微鏡組織の調査を行った結果、合金元素の種類、含有量によらず、いずれも光学顕微鏡組織的にはマルテンサイト単相組織となっている。

冷却条件がWQの場合(Fig. 1), 靱性に及ぼすCuの影響はほとんど認められない。一方、NiとMnは靱性に顕著に影響を及ぼし、Ni量の増加にともなって硬さが上昇するにもかかわらず靱性は向上する。逆に、Mn量の増加にともなって靱性は顕著に劣化する。

$\Delta t_{8/5} = 30s$ で冷却した場合は、Fig. 1のWQの場合と同様、Mn量の増加にともなってFATTは単調に上昇する傾向が認められる(Fig. 2)。また、Ni量が6%の場合の靱性はNi量が3%以下の場合に比べて良好であり、Ni量の増加につれて靱性が向上する傾向がWQ材と同様に認められる。ただし、Ni量が1%と3%とでは靱性に明確な差は認められず、Ni

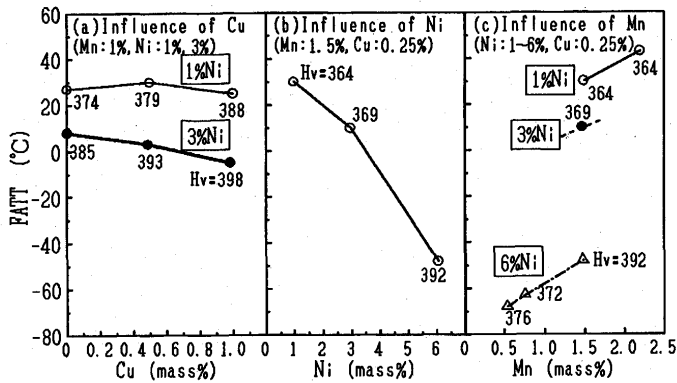


Fig. 1. Influence of Cu, Ni and Mn content on FATT (Tp=1400°C, WQ).

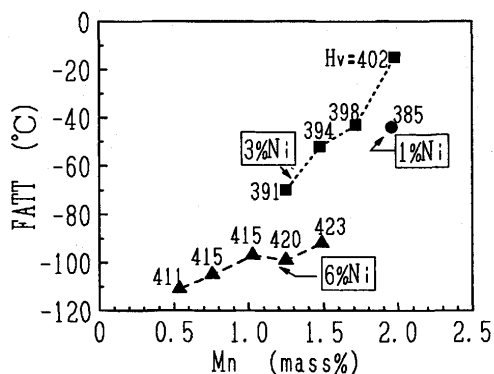


Fig. 2. Influence of Ni and Mn content on FATT (Tp=1400°C, Δt<sub>8/5</sub>=30s).

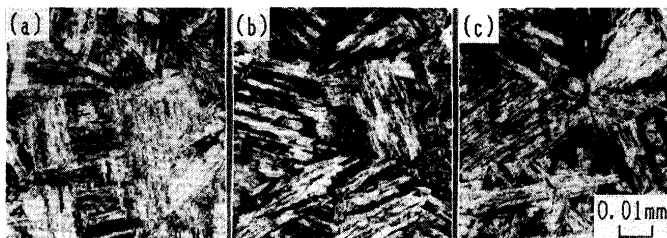


Fig. 3. Microstructure of steels tested, etched with modified Kalling reagent (Tp=1400°C, Δt<sub>8/5</sub>=30s). (a) Steel A3; Ni=0.98%, Mn=2.20% (b) Steel A5; Ni=2.99%, Mn=1.48% (c) Steel A8; Ni=6.30%, Mn=0.54%

による靱性向上は冷却がWQの場合に比べて顕著ではない。また、Fig. 1とFig. 2に示したFATTのレベルを比較すると、同じマルテンサイト単相組織にもかかわらず、冷却条件がΔt<sub>8/5</sub>=30sの方がWQの場合に比べてFATTで40°C以上低い。

微視組織は、ピクラル組織観察結果によれば本供試鋼の熱処理材は形態的には全てラスマルテンサイト組織となっている。Fig. 3はΔt<sub>8/5</sub>=30sの冷却条件について修正カーリング腐食による光学顕微鏡組織の例を示したものである。修正カーリング組織から判断すると、Ni量が多く、Mn量が少ない鋼種の方が結晶方位がそろった単位が若干微細な傾向が認められる。

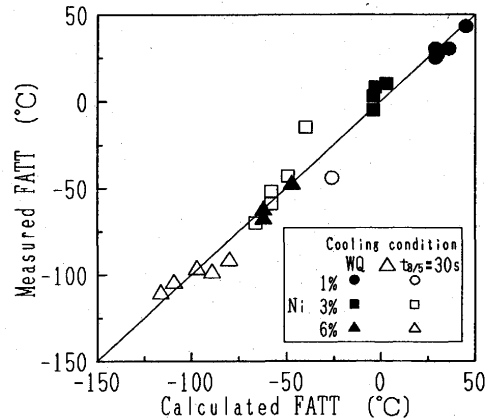


Fig. 4. Calculated FATT compared with measured FATT.

## 4. 考察

### 4・1 マルテンサイト組織の靱性に及ぼすMn, Ni, Cuの影響

Fig. 1, 2に示されるように、マルテンサイト単相組織の靱性はNi量の増加にともなってほぼ直線的に向上し、逆にMn量の増加にともなってほぼ直線的に劣化する。NiやMnに比べてCuの靱性に及ぼす影響は非常に小さい。また、Fig. 1(c)に示されるように、MnとFATTとの関係は絶対値は異なるもののその勾配がNi量によらずほぼ一定であることから、NiとMnはそれぞれほぼ独立に靱性に影響を及ぼしていると推定される。

冷却条件ごとに靱性(FATT)とNi量, Mn量との関係の1次回帰式を求めると以下ようになる。Cuを含めた回帰も行ったが、靱性への影響は無視できるため、NiとMnのみで回帰した式を示す。

$$FATT = 33 - 16 \cdot Ni\% + 13 \cdot Mn\% \text{ (WQ)} \dots\dots\dots (1)$$

$$FATT = -89 - 7 \cdot Ni\% + 36 \cdot Mn\% \text{ (}\Delta t_{8/5} = 30s\text{)} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、FATTの単位は°C、Ni%, Mn%の単位はmass%である。

(1), (2)式から計算されたFATTと実測されたFATTとの関係をFig. 4に示す。いずれの冷却条件でも計算値と実測値とは良好な一致を示している。

(1)式, (2)式によれば、Ni, Mnの靱性に及ぼす影響は冷却条件によって変化することが分かる。すなわち、Niの場合は、Δt<sub>8/5</sub>=30sの冷却条件に比べてWQの方が靱性の向上の程度は2倍程度大きい。一方Mnの場合は、Δt<sub>8/5</sub>=30sにおける靱性劣化が顕著で、WQに比べて約3倍大きくなる。従って、NiとMnが靱性に及ぼす機構は各々異なり、さらに、それらは冷却条件によっても変化すると推定される。

### 4・2 マルテンサイト組織における靱性支配因子

本研究で検討しているマルテンサイト組織鋼の靱性支配因子の中で、Ni, Mn, Cu等の合金元素量や冷却条件によ

って変化し得る主要要因としては、応力-歪特性、有効結晶粒径(破面単位)<sup>4)</sup>、残留オーステナイト<sup>8)</sup>、さらに前報<sup>6)</sup>で示唆されたマトリクス中のCの固溶あるいは析出挙動が挙げられる。

4・2・1 応力-歪特性

まず、変形挙動や応力-歪特性に関しては、従来からNiの影響が知られている。すなわち、W.Jolleyの $\alpha$ 単相組織における靱性に及ぼすNiの影響に関する研究<sup>9)</sup>によれば、Niは $\alpha$ マトリクスのすべり変形挙動を変化させることにより靱性を向上させることが示されている。

本報で検討しているマルテンサイト組織の変形挙動に対しては、上記の機構によるNiの影響に加えて、C量の影響やMs点の低下を介した合金元素の影響も考慮する必要がある<sup>10,11)</sup>。本報の供試鋼のC量はほぼ一定であるが、Ni, Mn量が増加しているためにビッカース硬さは364~423の範囲で変化している。Fig. 1, 2によれば、靱性と硬さの間には明確な関係は認められない。しかし、靱性と強度との関係の有無を論じるためにはシャルピー試験を実施する低温での強度、さらには応力-歪曲線に合金成分による差があるか否かを確認する必要がある。

Fig. 5に電気炉熱処理材(WQ)の+20°C及び-100°Cにおける強度とMn, Ni量との関係を示す。0.2%耐力(0.2%P.S.), 引張強度(T.S.)とも試験温度によらずMnが増加しても大きな変化は認められない。Ni量が1%から6%に増加すると0.2%P.S., T.S.とも約100MPa程度上昇する。へき開破壊は応力支配型で、へき開破壊応力は温度にあまり依存せず、降伏応力が高いほど容易にへき開破壊応力に達する。従って、強度の上昇は一般的には靱性を劣化させる方向であると考えられるが、Mn量の増加により強度はあまり変化せず、むしろNi量の増加により強度が上昇していることから判断すると、Ni, Mnによる靱性変化が低温の強度特性の変化に起因している可能性は小さいと結論できる。なお、

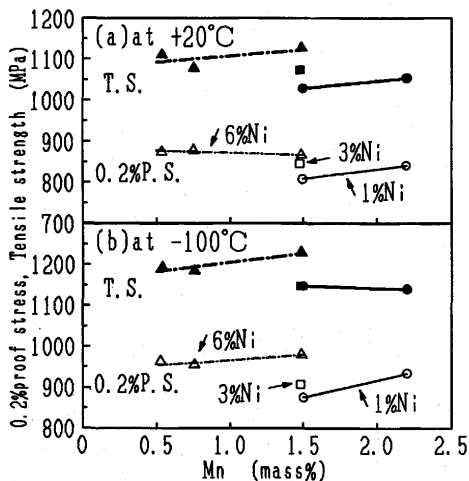


Fig. 5. Influence of Ni and Mn content on tensile property (heat treated: reheating temperature=1300°C, WQ).

Fig. 6に0.2%P.S., T.S.がほぼ同程度で、Ni/Mnバランスが大きく異なる2鋼種の-100°Cにおける応力-歪曲線を例として示すが、応力-歪曲線の形についても合金成分の影響はほとんど認められない。

4・2・2 有効結晶粒径

次に焼戻しベイナイトあるいは焼戻しマルテンサイト組織においてはその影響が明確に認められている有効結晶粒径(破面単位)の影響<sup>4)</sup>を本報の実験結果について検討した。なお、SEMによる脆性破面の観察結果によれば全てへき開あるいは擬へき開破壊を呈しており、粒界破壊は全く観察されず、Ni, Mn量や冷却条件の違いにより破壊形態が変化して靱性の変化に寄与している可能性はない。

Fig. 7に脆性破壊発生点の破面単位( $d_{eff}$ )の-1/2乗とFATTとの関係を示す。冷却条件がWQの場合は、従来の整理<sup>4)</sup>と同様、破面単位の-1/2乗とFATTとはほぼ直線関係を示し、加熱温度( $T_p$ )を変化させた場合も合金成分を変化させた場合も含めてほぼ一定のFATTと $d_{eff}$ との関係が得られた。冷却条件が $\Delta t_{8/5}=30s$ の場合は、ばらつきが大きく、WQ材のような明確な傾向は認められない。また、破面単位は $\Delta t_{8/5}=30s$ の場合に比べてWQの方が微細であるにもかか

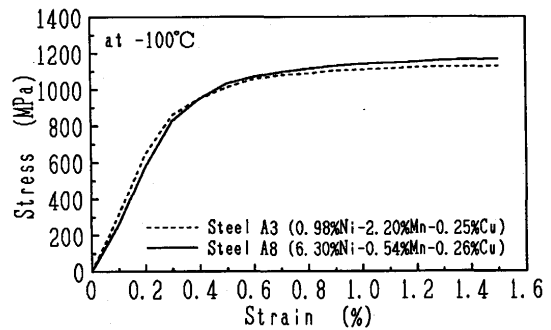


Fig. 6. Influence of Ni and Mn content on stress-strain curve at -100°C.

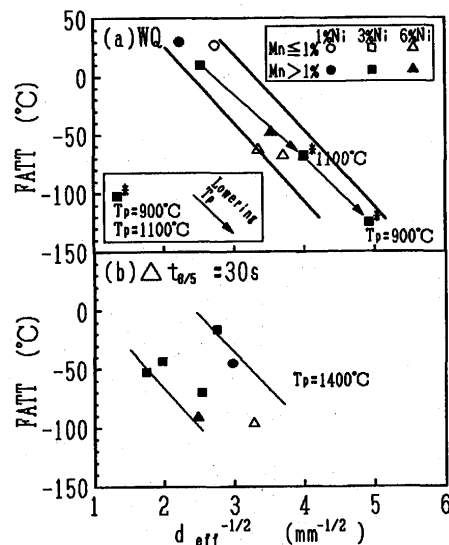


Fig. 7. Influence of cleavage facet size at initiation point ( $d_{eff}$ ) on FATT.

ならず靱性は劣る。従って、靱性の変化を全て破面単位あるいは有効結晶粒径の変化に帰することはできない。ただし、WQ材の場合はNi量が1~3%の鋼に比べて6%の鋼の方が破面単位は微細な傾向が認められ、Ni量の増加による靱性向上の一部は破面単位の微細化によりもたらされたものであると推定される。

破面単位はパケットサイズに対応するので<sup>4)</sup>、高Ni鋼における破面単位微細化はパケットサイズの微細化によるものであると考えられる。NiあるいはMn量とマルテンサイト相の微細組織との厳密な関連性については不明であるが<sup>5)</sup>、今回の実験結果は、高Niマルテンサイト鋼の方がパケットやブロックサイズが微細化する<sup>12)</sup>、同一成分では冷却速度が大きくなるほどパケットサイズが微細化する<sup>13)</sup>等の従来の実験事実とも一致している。

#### 4.2.3 残留オーステナイト

残留オーステナイト( $\gamma_R$ )量の測定結果をFig. 8に示す。Fig. 8は $\Delta t_{8/5} = 30s$ の冷却条件の結果であり、 $\gamma_R$ は熱サイクルままで3~4%存在する。冷却条件がWQの場合は鋼種によらず $\gamma_R$ は約0.5%未満であった。 $\Delta t_{8/5} = 30s$ で冷却された試験片についてのTEMの薄膜観察によればマルテンサイトのラスとラスの間に薄い板状に存在する $\gamma_R$ が観察されたが、その形態や大きさに鋼種による差は認められなかった。

靱性は高Ni-低Mn鋼の方が低Ni-高Mn鋼よりも良好であるが<sup>3)</sup>、 $\gamma_R$ の量との特に明確な対応関係は認められない。例えば、靱性の良好な6%Ni-0.5%Mn鋼の $\gamma_R$ の量は応力負荷前の全量と比較しても靱性の劣る1%Ni-2.2%Mn鋼と大差なく、応力負荷によりマルテンサイトに変態する不安定な $\gamma_R$ 量(全 $\gamma_R$ 量から応力負荷後に残存している $\gamma_R$ 量を差し引いた量)はむしろ多い傾向にある。WQ材では $\gamma_R$ はほとんど認められない点も考慮すると、本報の条件では $\gamma_R$ が靱性の主な支配要因になっているとは考えられない。

#### 4.2.4 マトリクス中の炭化物

以上の組織因子の検討から、強度や変形挙動の影響、残留オーステナイトの影響は認められなかった。有効結晶粒径(破面単位)の影響はある程度認められたもののその影響

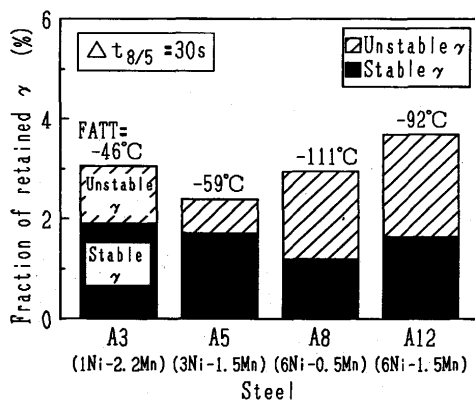


Fig. 8. Relationship between fraction of retained  $\gamma$  and chemical compositions ( $\Delta t_{8/5} = 30s$ ).

の程度は大きくないと考えられた。従って、前報<sup>9)</sup>で示唆されたマトリクス中のCの固溶あるいはセメンタイト析出挙動が靱性に大きな影響を及ぼしている可能性が高い。

なお、母材の熱処理のように焼入れの後に500~600°C程度の高温で十分焼戻される場合には、当然炭化物の状態だけでなく転位の回復も併せて考慮する必要があるが、本報のように、基本的には焼入れままのマルテンサイトの状態では転位の状態に顕著な差は生じていないと考えられる。

Fig. 9に冷却条件ごとにNi/Mnバランスの異なる3鋼種の抽出レプリカ組織を示す。 $\Delta t_{8/5} = 30s$ の場合は前報で示した通り、高Ni低Mn鋼と低Ni高Mn鋼とでauto temperにより生じたと推定されるマルテンサイトラス中の微細な炭化物の分布が異なり、高Ni低Mn鋼ではラスごとに炭化物のサイズには差はあるがほぼいずれのラスにも炭化物の析出が認められるのに対して、低Ni高Mn鋼では炭化物の析出が認められないラスも観察され、ラスごとの炭化物の析出が不均一であるか全体の析出量が少ない傾向が認められる。

一方、WQ材の場合も炭化物の析出は完全には抑制されず、炭化物のサイズが $\Delta t_{8/5} = 30s$ の場合に比べて微細になり、全体的な析出量は少ない傾向にあるものの、 $\Delta t_{8/5} = 30s$ の場合と同様、Ni量が少なくMn量が多い鋼ほど炭化物の析出が不均一で量が少なくなる傾向が認められる。

炭化物が破壊の発生起点のマイクロクラックとして働く機構を仮定するのであれば、WQ材では炭化物の個々のサイ

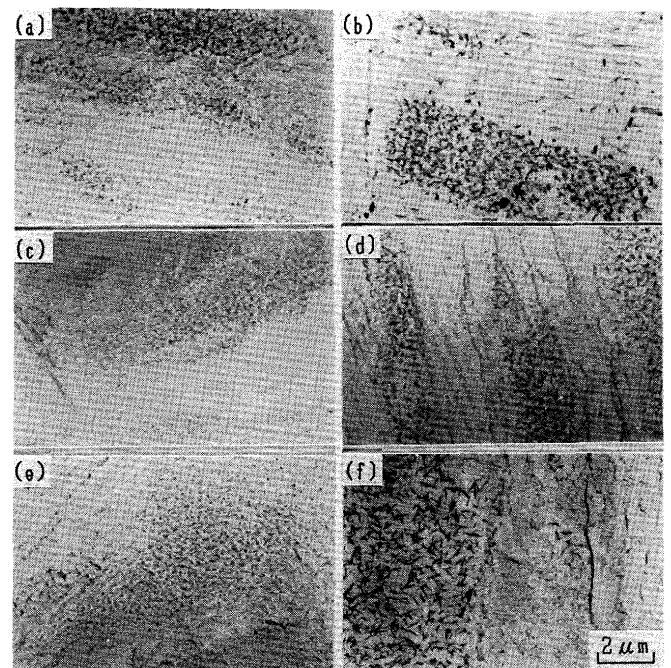


Fig. 9. Influence of chemical compositions and cooling conditions on precipitation of carbide in martensite lath.

(a)Steel A4 (Ni=3.02%, Mn=1.25%); WQ  
(b)Steel A4;  $\Delta t_{8/5} = 30s$   
(c)Steel A7 (Ni=3.00%, Mn=1.98%); WQ  
(d)Steel A7;  $\Delta t_{8/5} = 30s$   
(e)Steel A10 (Ni=6.08%, Mn=1.03%); WQ  
(f)Steel A10;  $\Delta t_{8/5} = 30s$

ズは $\Delta t_{8/5}=30s$ の場合に比べて微細であることから靱性が高くなるはずであるが、実際には靱性は劣っており、この仮定はあてはまらない。従って、炭化物の分布状態あるいは量の違いがマトリクス特性、即ち、発生したマイクロクラックがマトリクス中に進展する際の抵抗を変えている可能性が推定される。なお、通常の焼入れ焼戻し材の場合も、一般的には焼戻しにより炭化物が粗大化している方が靱性は向上するが、この場合は転位の回復による靱性向上効果が支配的であり、本報の場合とは状況が異なる。

固溶C量が増加すると靱性が劣化することは一般的に認められている<sup>14)</sup>。6%Ni-1%Mn鋼では炭化物の分布に関してはWQ、 $\Delta t_{8/5}=30s$ ともいずれもかなり均一であるにもかかわらずFATTで $-70^{\circ}C$ もの差が生じていることから判断すると、炭化物の分布の不均一さよりも全体的な析出量、あるいは固溶C量の違いがマトリクスのき裂進展抵抗に大きく影響を及ぼしていると推定される。

auto temperで生成する炭化物の析出挙動にNi/Mnバランスにより差が生じる要因としては、Ms点の違い、炭化物の析出速度の違いが挙げられる。Fig. 9に示した3鋼種のMs点を実験から求められた推定式<sup>14)</sup>により求めると、鋼A4(3.02%Ni-1.25%Mn)は $379^{\circ}C$ 、鋼A7(3.00%Ni-1.98%Mn)は $356^{\circ}C$ 、鋼A10(6.08%Ni-1.03%Mn)は $331^{\circ}C$ であり、TEM観察結果によれば3鋼種の中で炭化物の析出が最も促進されていると推定される鋼A10のMs点はむしろ最も低く、炭化物の析出は最も生じにくい。従って、単純にMs点の差で炭化物の析出挙動を説明することはできない。ただし、Ni量の増加にともなってMs点は単調に減少する一方、Mf点の低下はNi量が3%以上では飽和する傾向にあるとの報告<sup>15)</sup>もあり、MnとNiとではMf点に対する影響の仕方が異なって炭化物の析出挙動に差が生じている可能性が考えられる。また、炭化物の析出速度に関しては、MnはNiに比べて $\alpha$ 中のCの拡散を遅らせる傾向が強いことも報告されており<sup>16)</sup>、Mnが炭化物の析出を抑制している可能性も考えられる。

以上の考察から、焼入れままのマルテンサイト単相組織の靱性に及ぼす組織因子の中で、冷却条件やNi、Mn量により最も大きく変化するのは、有効結晶粒径とラス中の固溶Cあるいは炭化物の析出状態であることが明らかとなった。特に固溶Cが靱性に対して最も大きな影響を及ぼしているものと推定された。マルテンサイト変態後のセメントイト析出が促進され、固溶C量が低下するほど、へき開破壊の伝播抵抗を上げ、靱性を向上させるものと考えられる。

## 5. 結論

調質高張力鋼の多層盛溶接熱影響部の靱性支配因子に関

する研究の一環として、焼戻し処理を行わない、焼入れまま及び熱サイクルままのマルテンサイト単相組織の靱性に及ぼすNi、Mn、Cuの影響を検討した結果、以下のような結論が得られた。

(1)冷却条件によらず、靱性はNi量の増加にともなって向上し、Mn量の増加にともなって劣化する。Cuはほとんど影響を及ぼさない。冷却条件がWQと $\Delta t_{8/5}=30s$ とて光学顕微鏡組織や強度に差がないにもかかわらず靱性には顕著な差が認められた。

(2)本論文で検討した成分範囲のマルテンサイト単相組織において、靱性に及ぼすNi、Mnの影響は冷却条件ごとに以下の式で精度よく推定される。

$$FATT=33-16\cdot Ni\%+13\cdot Mn\% \quad (WQ)$$

$$FATT=-89-7\cdot Ni\%+36\cdot Mn\% \quad (\Delta t_{8/5}=30s)$$

ここで、FATTの単位は $^{\circ}C$ 、Ni%、Mn%の単位はmass%である。

(3)Ni、Mn量を変化させた場合のマルテンサイト単相組織の靱性変化は破面単位の変化とマルテンサイトラス内のauto temperによるCの固溶・析出挙動の差に起因すると推定される。即ち、Ni量の増加によりマルテンサイトブロックあるいはパケットが微細化し、その結果、破面単位の微細化が図られる。また、 $\Delta t_{8/5}=30s$ の冷却条件だけでなく、WQの場合もauto temperにより炭化物の析出が生じ、Mn量の増加にともなって炭化物の析出が抑制されて固溶Cが増加することで靱性が劣化し、逆にNi量の増加にともなって炭化物の析出が促進されて靱性が向上すると考えられる。

## 文 献

- 1) A.H.Cottrell: Trans. Metall. Soc. of AIME, **212** (1958), 192.
- 2) E.Smith: Proc. Conference Physical Basis of Yield and Fracture, Inst. Phys. Phys. Soc., Oxford, (1966), 36.
- 3) N.Okumura: Metal Science, **17** (1983), 581.
- 4) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏, 岡村義弘: 鋼の強靱性, Climax Moly.,(1971), 45.
- 5) P.Bowen, S.G.Druce and J.F.Knott: Acta Metall., **34** (1986), 1121.
- 6) 長谷川俊永, 土師利昭, 栗飯原周二, 岡本健太郎: 鉄と鋼, **80** (1994), 481.
- 7) 鉄鋼製造法第4分冊「処理と品質」, 日本鉄鋼協会編, 丸善, (1972), 81.
- 8) 例えば, G.Y.Lai, W.E.Wood, R.A.Clark, V.F.Zackay and E.R.Parker: Met. Trans., **5** (1974), 1663.
- 9) W.Jolley: Trans. AIME, **242** (1968), 306.
- 10) K.J.Irvine, F.B.Pickering and J.Garstone: J. Iron Steel Inst., **196** (1960), 66.
- 11) Metals Handbook, ASM, (1948), 611.
- 12) 牧 正志, 津崎兼彰, 田村今男: 鉄と鋼, **65** (1979), 515.
- 13) 津崎兼彰, 牧 正志: 日本金属学会誌, **45** (1981), 126.
- 14) 森川博文, 吉江淳彦, 藤岡政昭: 鉄鋼の変態挙動-実用材料の変態と性質, 日本鉄鋼協会, (1989), 1.
- 15) D.K.Bullens: Steel and Its Heat treatment, John Wiley & Sons Inc., New York, **3** (1949).
- 16) E.Greulich: Arch. Eisenhüttenwes., **32** (1961), 709.