

討30 厚板製造における制御圧延および制御冷却の冶金的特性におよぼす影響

新日本製鉄(株)生産技術研究所 尾上泰光 基礎研究所 森川博文
八幡製鉄所 十河泰雄 岩永 健

1. 緒言

厚鋼板を使用する大型構造物の安全性を高めつつ、施工の際の能率も同時に向上させるために厚板の品質に要求される特性は種々あるが筆者らは溶接性の向上に注目し極低炭素ないし低炭素当量のHT-50の開発を試みた。低炭素当量化を計る手段としては制御冷却を行なった。制御冷却は過去においていくつかの報告がみられるが工業規模での製造では鋼板の形状とか材質の安定性の面で研究に比較して開発、実用化の遅れている技術と言えよう。本報告では実用化のために最も操業を単純にし、しかも安定した形状と品質を得るための製造プロセスと低成分で安定した強度増加を得るための方策さらにこの方法で製造した新しいHT-50の諸特性について述べる。

2. 実験方法

素材の炭素当量は0.25~0.34%でSi-Mn系である。本研究はスラブ加熱からCR条件、および制御冷却の各種影響について実験室設備および現場設備を用いて行なった。冷却は水冷で上面はスプレー又はスリット冷却、下部はスプレーとし水量は $0.6\sim 4\text{ m}^3/\text{min}\cdot\text{m}^2$ 、水冷の終了温度は室温から約 600°C まで変え、冷却のまま材質試験に供した。

3. 実験結果および考察

3.1 製造プロセス条件の検討

冷却の前工程の影響を調べた結果をFig. 1~Fig. 2に示す。

Fig. 1はスラブの加熱温度が冷却後の材質に与える影響を示したもので低温加熱の方が若干強度が高く靱性もすぐれている。これは細粒化によるものであろう。ただし靱性のレベルは水冷材はCR材(⊗印)に比較し殆んど変化がなく、圧延に依存していると思える。冷速を高めるとTSは増大するがYPは殆んど変わらない。これはペーナイトが生成するためである。

Fig. 2は冷却開始温度の影響を示している。800°C以上で圧延を終了すれば冷却開始温度が700°C程度以上であれば空冷時間にあまり影響されず強度増大の効果が大きい。これは平均温度

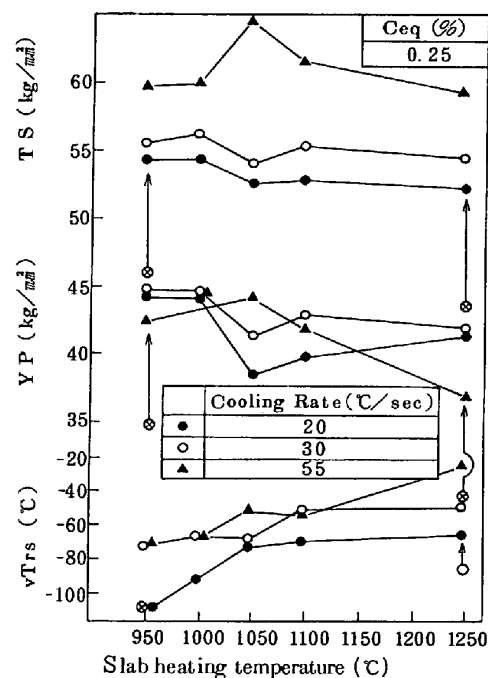


Fig. 1 Effect of soaking temperature on the mechanical properties of steel. (t=22mm)

でみると大部分がオーステナイト域にあるためと思われる。圧延から冷却開始までの時間には25mm材では3分間以上の余裕がある。

Fig. 3は50kg/mm²級の強度を得るための水冷停止温度と必要炭素当量の関係を示したものである。水冷停止温度が700°C程度以上の領域は通常空冷材で約0.36%以上の炭素当量が必要であるが300°C以下まで冷却すると0.3%程度の炭素当量で十分である。この中間の任意の温度で水冷を停止すると炭

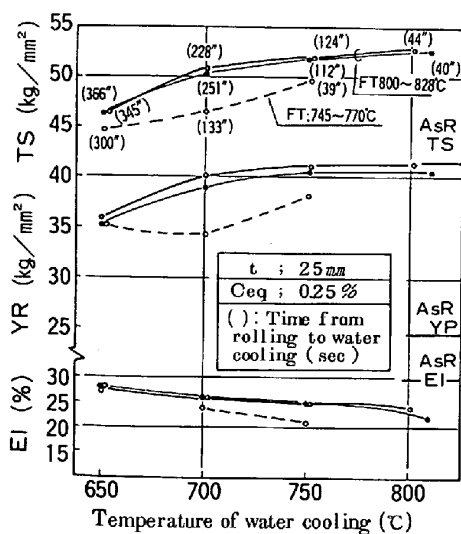


Fig. 2 Effect of temperature of water cooling and finish rolling temperature.

素当量が0.3~0.36%程度でHT-50を製造することができる。水冷停止温度は板厚とか冷却速度により最適点が変わり、さらに短時間急冷と長時間緩冷では得られる強度が同じでもベーナイトからフェライトとパーライトへと組織も変わってくるので制御要因に冷速か水冷停止温度か、又はその両方を採用するかは目的とする組織、操業の難易度によって決めるべきであろう。

次に300℃以下まで冷却した場合の冷却速度の影響をFig. 4に示す。板厚が一定であれば冷却速度により得られる強度は当然大巾に変ってくる。本実験に用いた水量

($0.6 \sim 1.8 \text{ m}^3/\text{min} \cdot \text{m}^2$)で板厚25mmで約15~30℃/secの範囲で約6 Kg/mm²の強度差がある。しかしここで注目できることは板厚が80mmも12.7mmも同じ水量を用いていることである。すなわち同じ水量で冷却し冷却速度は板厚に応じて大巾に異なってもほぼ同様の強度増加が得られたことこの理由は板厚の増大に従ってr粒が大きくなり、冷却速度の低下を補って焼き入れ性が増すからである。この板厚別のr粒度は圧延でコントロールが容易であるから水量のコントロールを必要とせず、材質の安定化に大きく寄与する。

3.2 水冷による強度増加の機構

r粒度と硬化性の関係はFig. 5に示す。結晶粒度の増大につれて硬化性が増すがフェライトとパーライト域では冷却速度依存性が少なく、ベーナイトが生成し始めると冷却速度依存性が急に大きくなる。したがって操業のバラツキに影響されず安定した強度増加を得ようとするればこのフェライトとパーライト域を使用するのが得策でこの限界は板厚25mmで25℃/sec程度である。

フェライトとパーライト組織でありながら8 Kg/mm²程度

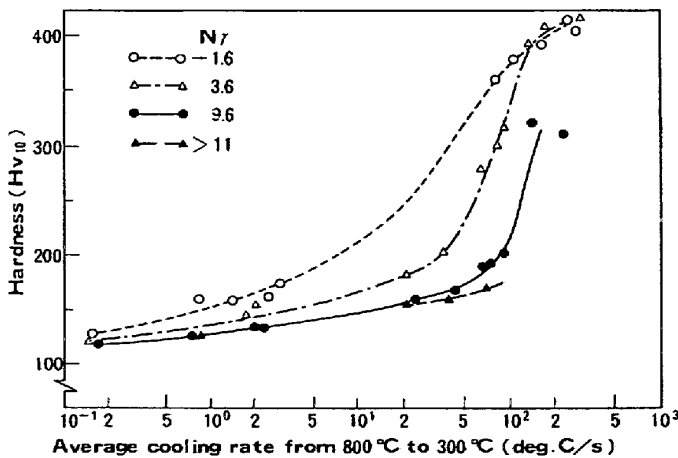


Fig. 5 Hardenability of steel with various grain size.

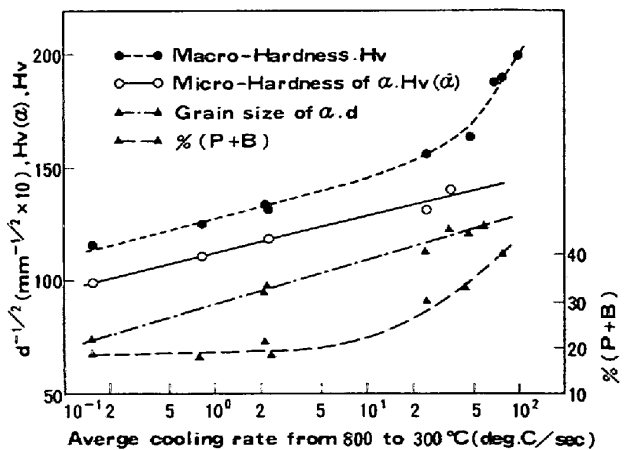


Fig. 6 Variation of micro structure with various cooling rate ($N_\gamma = 9.6$)

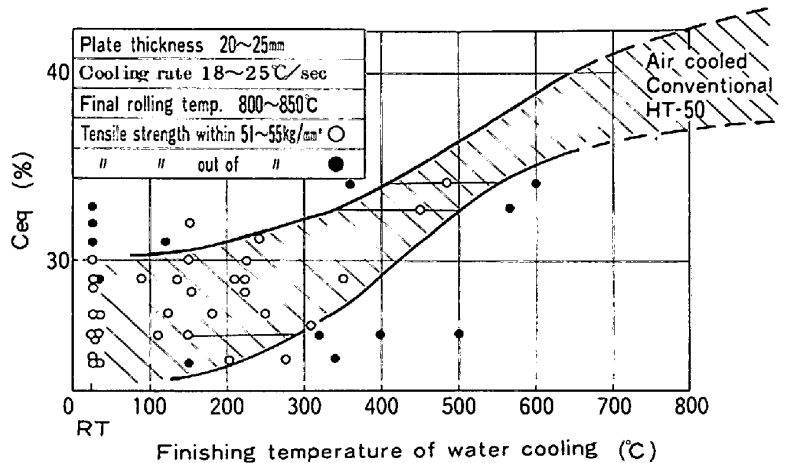


Fig. 3 Relation between C_{eq} -temperature balance to obtain 50K HT-Steel

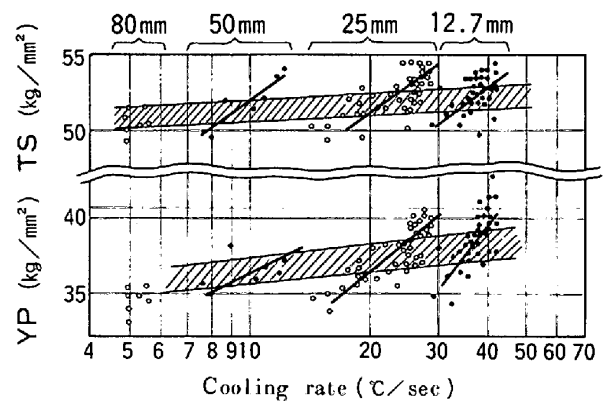


Fig. 4 Effect of cooling rate on the strength of Steel controlled cooled after rolling ($C_{eq}. 0.25 \sim 0.32\%$)

の強度増加が得られる機構を明らかにするために Nr. 9 の材料について調査した結果を Fig. 6 に示す。この図から冷却速度の増大につれてフェライトの地の硬化、細粒化、さらに 10℃/sec 以上の冷却速度ではパーライト分率が増加しこの三点がパーライト鋼の硬化に寄与していることがわかる。

3.3 極低 Ceq · HT-50 の主要な材質特性

上記の新プロセスによれば極低 Ceq 成分で HT-50 の製造が可能である。この新 HT-50 は従来の常識を破って大巾な低 Ceq 化されているので多くの特徴的な使用性能を有している。以下にそれらのうち代表的な特性について現場の設備で製造した材料を用い調査した結果を記す。

低 Ceq 化の最大の効果は溶接性および HAZ 靱性の改善である。JIS 最高硬さ試験結果を Fig. 7 に、斜め y 開先拘束割れ試験の結果を Fig. 8 に示す。図中には比較のため従来鋼についての結果も含めた。さらに溶接部靱性の調査例として大入熱溶接境界部の COD 試験結果を Fig. 9 に示す。

HAZ の硬化性は鋼の化学成分で支配されるが、Fig. 7 の如く極低 Ceq 鋼の Hv max は非常に低い。一方、新 HT-50 の冷間割れ感受性も硬化性と同様に低く、通常の斜め y 開先拘束割れ試験において予熱なし条件でも溶接割れは皆無である (t=25)。

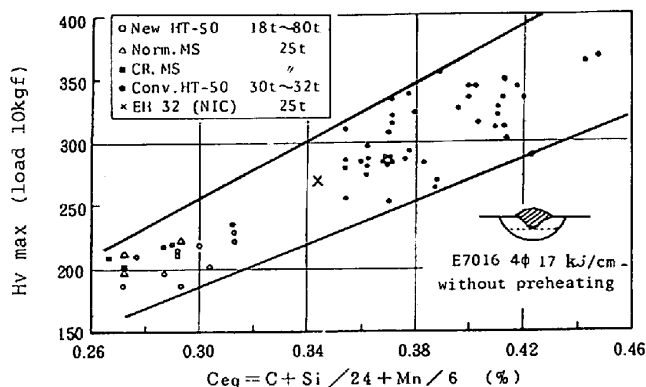


Fig. 7 Relationship Ceq and Hvmax in HAZ

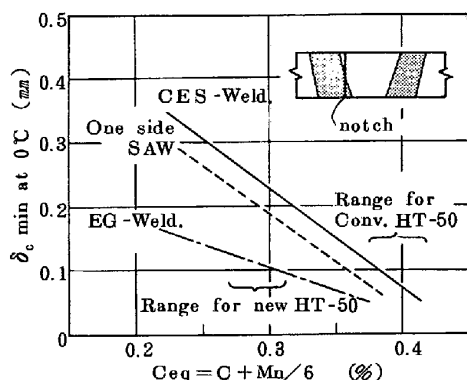


Fig. 9 Influence of Ceq on critical COD of HAZ

また溶接境界部の限界 COD は、Fig. 9 から分るように、極低 Ceq 化によりかなり高められる。これらの特長はいずれもほぼ同一成分の軟鋼の特性と同じものである。

極低 Ceq 高張力鋼の問題点は再加熱に対する軟化抵抗が小さいことであろう。SR 焼鈍や熱間加工による強度低下や大入熱溶接部の HAZ 軟化の発生などが起こる。新 HT-50 では SR 焼鈍や熱間加工を行なうと制御圧延・冷却による強化が消失するため引張強さが約 45 kgf/mm² まで低下する。したがってこれらの用途には使用できない。しかし線状加熱のような局部加熱の場合には強度低下の心配はなく、逆に従来鋼で問題となる硬化に伴う脆化が起こらなくなることも注目される。

Fig. 10 にその例を示す。新 HT-50 は 1000℃ まで

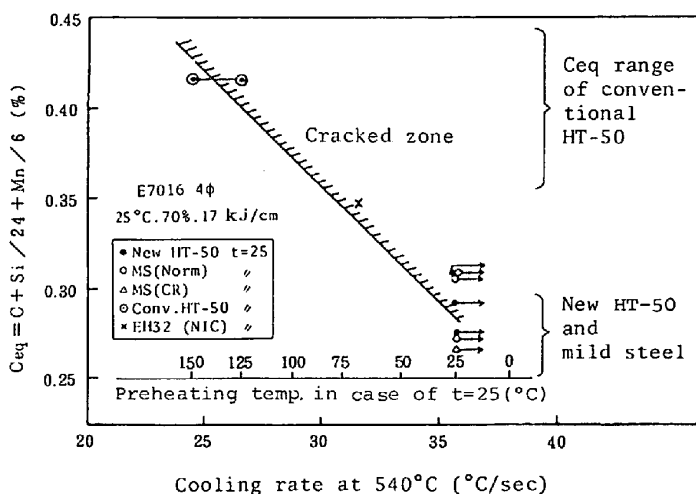


Fig. 8 Effect of Ceq and cooling rate on cold crack sensitivity (t=25, small y-slit restraint cracking test)

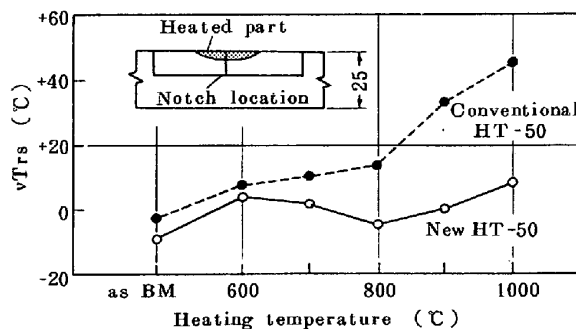


Fig. 10 Effects of heating temperature on the notch toughness of line heated HT-50

加熱した後水冷しても切欠靱性は素材まゝからほとんど変化しないことが分る。

次に溶接継手の引張強さにおよぼすHAZ軟化の影響の検討結果を示す。Fig. 11は各種溶接法および入熱条件における継手引張試験結果である。新HT-50のHAZ軟化は入熱50kJ/cmくらいから発生し始め、CESの極端大入熱になると

Fig. 12に示す程度で増大する。この影響により50kJ/cm以上の入熱になると継手引張でHAZ破断が起こるとともに継手強度も減少する傾向が認められた。しかし極端な大入熱条件でも継手強度が50kgf/cm²未満になることはほとんどない。溶接材料として高強度のものを使用すると継手強度はさらに高められる。なお新HT-50に従来の50kgf/cm²級溶接材料を適用する場合、母材希釈の大きいSAWやEGWなどの溶接金属の強度が低くなり継手引張でWM破断の可能性が増すので注意が必要である。軟化部を含む溶接継手の強度は母材および溶接金属による塑性拘束の影響を受けてその低下が軽微であることが確認された。

4. 結 言

以上述べたとおり、新製造法は簡潔な圧延冷却工程で安定した強度増加を計れるのが特徴であり材質特性の面からはSRとか熱間加工のように冷却の効果を消失させる用途には不適當であるが大入熱溶接の継手軟化のような局所の軟化に対しては対応でき総合的にみて従来鋼の使い難さを解消し、かつ構造物の安全性を高められるものと言える。

尚制御圧延と制御冷却の組合せは強度靱性等材質上の特徴が多くHT-50のみならずラインパイプ材をはじめとする各種高級鋼への適用が期待されるプロセスであるがこれについては別の機会に譲りたい。

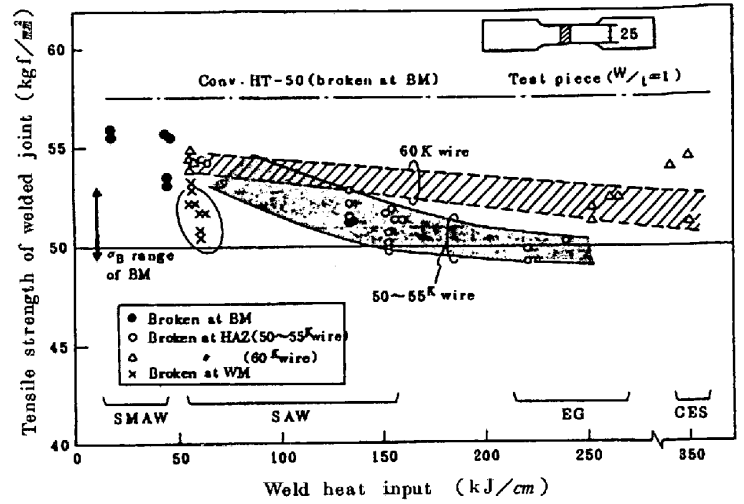


Fig. 11 Effect of heat input on tensile strength of welded joint

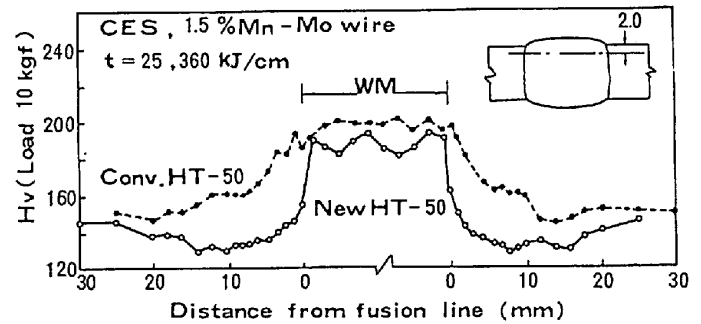


Fig. 12 Hardness distribution of large heat input welds by CESW

参考文献

- 1) 尾上, 関野, 塩見, 佐藤; 鉄と鋼, 60(1974), p.1144
- 2) 東田, 山崎, 松本 他; 鉄と鋼, 67(1981), S325
- 3) 別所, 鈴木, 中野, 松本; 鉄と鋼, 67(1981), S1327