

Fig. 3. Relation of mechanical properties and stress relief annealing time. (E steel)

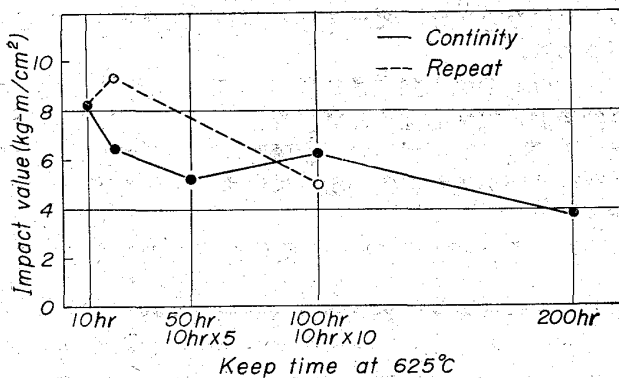


Fig. 4. Relation of 2 mm V charpy impact value and stress relief annealing time. (E steel)

めて Fig. 3, 4 に示した。これは 625°C における保持時間を 10 hr の繰返しおよび連続の 2 種とし両処理により生ずる性能の差および靱性の低下につき検討した。

機械的性質に対する連続および繰返し処理の差はほとんどみられないが、150 mm の鋼材と同様に引張り、降伏強さは漸次低下し 200 hr 保持によりいずれも約 2 kg/mm² の低下がある。Fig. 4 には -12°C における衝撃値との関係を示した。繰返し処理では 10 hr 5 回の処理程度まではその衝撃値は連続処理に比較してやや高いが保持時間の経過とともに脆化し、100 hr 焼鈍後は 2~3 kg-m/cm² 程度母材より低下する。

以上のごとく応力除去焼鈍処理は低温靱性にかなり影響し、保持時間が長くなるほど衝撃値は低下した NDT 温度も上昇する。この原因は明白ではないが組織的に考えると母材原質部はフェライト+炭化物の組織であるが保持時間が長くなるにつれてフェライト結晶粒の成長および炭化物の粒界凝集が進みその低温靱性が劣化するものと考えられる。

4. 結 言

150 mm, 250 mm の極厚 ASTM-A-302 B 改良型鋼板について熱処理方法と機械的性質の関係および焼入焼戻材の長時間応力除去焼鈍と機械的性質、低温靱性の関係を検討し次の結論を得た。

1) 板厚 150~250 mm の極厚鋼板でも焼準焼戻処理により規定の材力を確保することができる。

2) 低温靱性には鋼材の質量効果が大きく影響する。試材採取位置における焼入時の冷却速度が 20°C/min 以上であると規格の衝撃値 (-12°C, 5.2 kg-m/cm² 以上) を満足するが焼準焼戻 250 mm 鋼板 1/4 t では焼準時の 2~5°C/min の冷却速度では規格を満足しえず、焼入焼戻処理が必要となる。また 150 mm, 250 mm 材の 1/4 t の衝撃遷移曲線は焼入焼戻処理を行なうことにより焼準焼戻材に比較し約 40°C 低温側に移行する。

3) 焼入焼戻材を長時間応力除去焼鈍処理すると引張強さ、降伏強さはやや減少するが伸び率はあまり変化しない。2 mm V シャルピー衝撃値は連続、繰返し加熱処理とも時間の経過とともに低下し 100 hr の保持後には母材の 2/3 程度まで脆化し、また NDT 温度も同様に時間とともに上昇し劣化する傾向がある。

なお本鋼板の一つから採取した試験片についてベルギーの BR-2 試験炉で照射試験が行なわれており(本協会の照射試験共同研究に参加)その成果についてもいずれ報告したい。

以上要するに本鋼の 250 mm 級超厚板を現在の原子力仕様によつて製造することが十分確立されたこと。本研究での最大寸法は 3200 mm × 3500 mm であり最大巾 4000 mm, 最大重量 60 t 級のものについても全く同様の性能で製作できることを付記して結びとしたい。

(131) 低マンガン鋼の高張力鋼棒への応用

神戸製鋼所, 神戸工場

辻村 昂・○今村 弘

Application of Low-Mn Steel to High Strength Steel Bar.

Takashi TSUJIMURA and Hiroshi IMAMURA.

1. 緒 言

一般に、抗張力 140 kg/mm² 程度以上の、高応力負荷で使用される高張力鋼棒では、Ni, Cr, Mo などを含む、特殊な低合金鋼を使用し、熱処理によつて、高抗張力を得ているが、製造技術の進歩に伴い、使用鋼材の低廉化が、積極化する傾向にある。

この目的のため、最近注目されている鋼種に、低 Mn 鋼, 含 B 鋼, 含 Mo 鋼などがある。

著者らも、かかる見地に立ち、抗張力 140 kg/mm² 程度の強度要求に対して、低 Mn 鋼を使用すべく、各種確性試験を行ない、低合金鋼と、比較検討したので、報告するものである。

2. 供試材および試験方法

2.1 供試材の化学成分

供試材および低合金鋼比較材の化学成分を Table 1 に示す。低 Mn 鋼は、Mn 量を 1.50% 程度とし、C 量を、0.39~0.44% となるようにした。また、低合金鋼としては、Mn-Cr 鋼を選んだ。

2.2 焼入、焼戻性能試験

直径 25 mm φ で圧延のままの各供試材を、860°C で 60 min 均熱後、油焼入し、300°C~600°C の各種温度で、50 min 焼戻をして、JIS 4 号試験片に切削加工後、静的

Table 1. Chemical composition of the specimens (wt%).

Sample No.	C	Si	Mn	Cr	Melting process	
Low-Mn steel	1	0.44	0.28	1.55	0.11	60 t converter
	2	0.41	0.27	1.48	0.05	
	3	0.39	0.28	1.52	0.12	
Mn-Cr steel	4	0.56	0.32	0.78	0.57	60 t electric F.

引張試験を行なった。

2.3 遅れ破壊試験方法

各供試材を熱処理し、抗張力をいずれも、140 kg/mm² 程度以上とした後、Fig. 1 に示すような装置で、切欠部が、水中になるようにして、種々の荷重で緊張し、負荷応力と、破断するまでの時間との関係を求めた。負荷応力計算断面積は、切欠底径で計算し、100 hr で破断しない最大の負荷応力をもって、遅れ破壊限度とした。

試験時の雰囲気として、水中を選んだのは、大気中に較べて、水中が severe なことと、このような高張力鋼棒を土木業界で使用される場合の実用条件を、加味したためである。

2.4 疲労試験方法

11 mm φ で圧延した各供試材を、10 mm φ に引抜加工し、熱処理によつて、抗張力をいずれも、140 kg/mm²

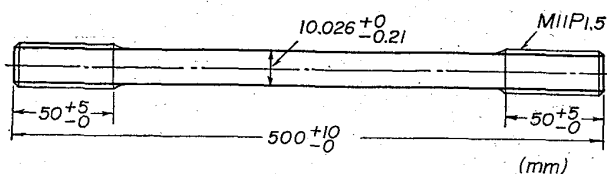


Fig. 2. Fatigue test specimen.

程度とした後、Fig. 2 のような、sample を作成した。

この sample を、ワッシャー、およびナットで、ローゼンハウゼン型疲労試験機の治具に取付け、平均応力を、降伏点の 70% (95 kg/mm²) とし、振巾応力を種々に変えて、部分片振り疲労試験を行なった。

疲労限は、200 万回疲労限で表わした。

3. 試験結果および考察

3.1 焼入焼戻性能試験

Fig. 3 に示すように、低 Mn 鋼供試材は、焼戻における温度依存性が大きく、わずかの温度変化で、かなり強度は変化する。

強度については、焼戻温度 400°C で、抗張力 140 kg/mm² 程度の強度が得られ、伸び、絞り、共に優れており、実用強度として十分である。

3.2 遅れ破壊試験

Fig. 4, および Table 2 に、供試材の遅れ破壊試験結果を示す。

σ_N は、供試材の切欠引張強さであるが、母材部強度の低い低 Mn 鋼のほうが、 σ_N は優れた値を示し、水中遅れ破壊試験の結果も、低 Mn 鋼のほうが、高い値を示している。

今回の試験片形状は、簡単な機械加工により、できるかぎり高い応力集中係数 α を持たせるようにしており (α は 10 以上と推定される)、実用の形状より、かなり、

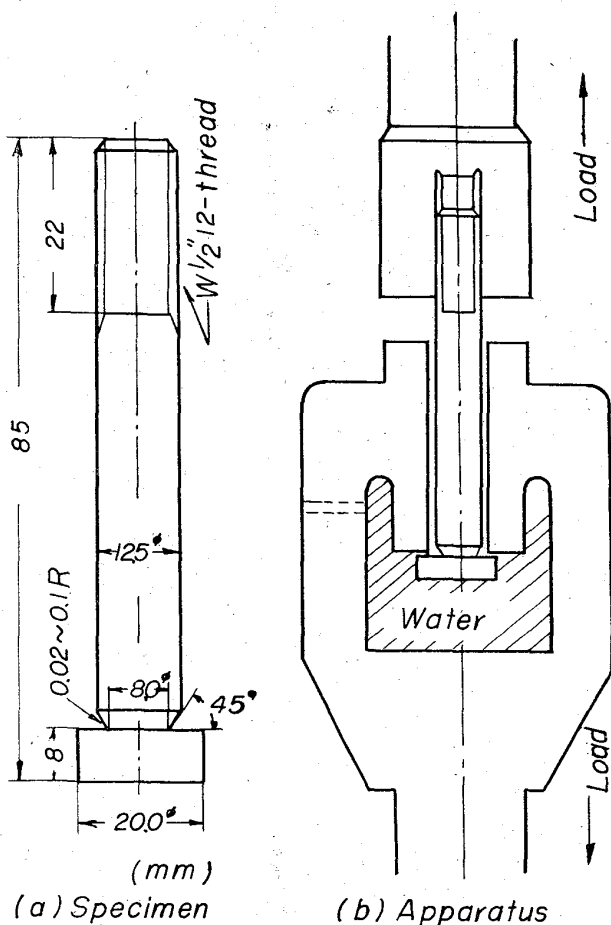


Fig. 1. Specimens and apparatus for delayed failure test.

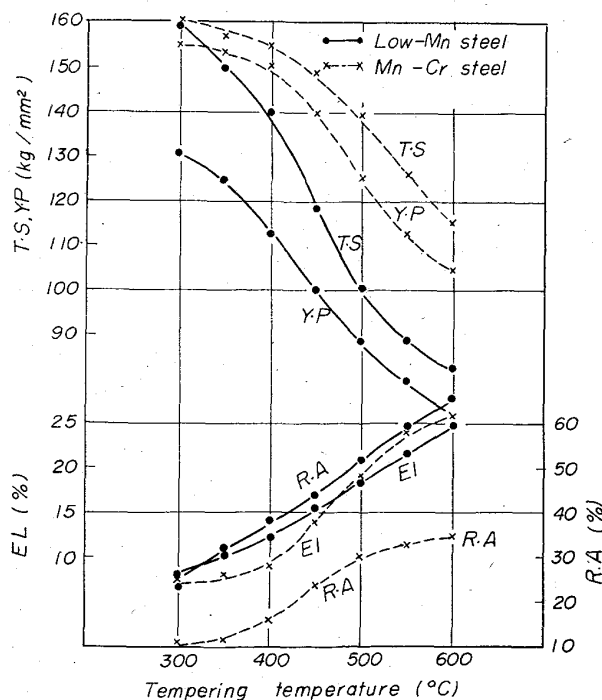


Fig. 3. Effect of tempering temperature on tensile properties.

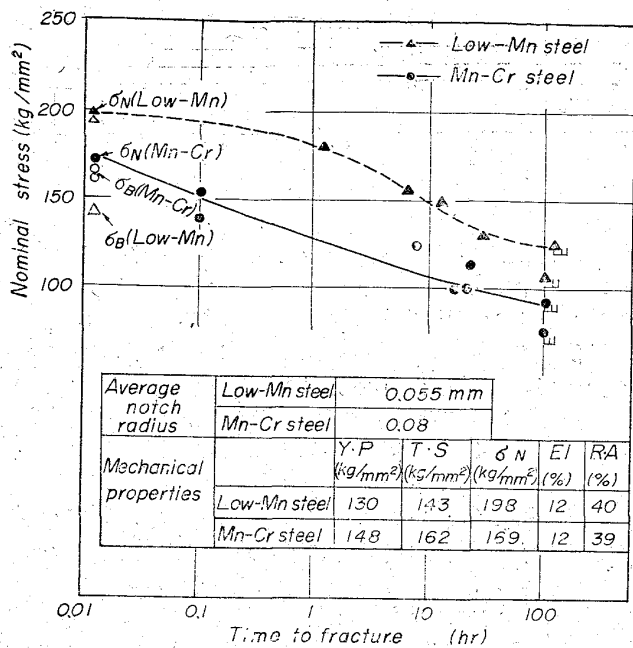


Fig. 4. Results of delayed failure test in water.

Table 2. Mechanical properties and results of delayed failure test.

Specimen	Y.P, $\delta_{0.2}$ (kg/mm ²)	T.S, δ_B (kg/mm ²)	El, ϵ (%)	R.A, ψ (%)	Average notch radius (mm)	δ_N^* (kg/mm ²)	δ_D^{**} (kg/mm ²)	δ_N/δ_B	δ_D/δ_B
Low-Mn steel	130	143	12	40	0.055	198	125	1.39	0.87
Mn-Cr steel	148	162	12	39	0.08	169	90	1.04	0.56

* Notch tensile strength of the specimen shown in Fig. 1

** 100 hr delayed failure strength in water of the same specimen

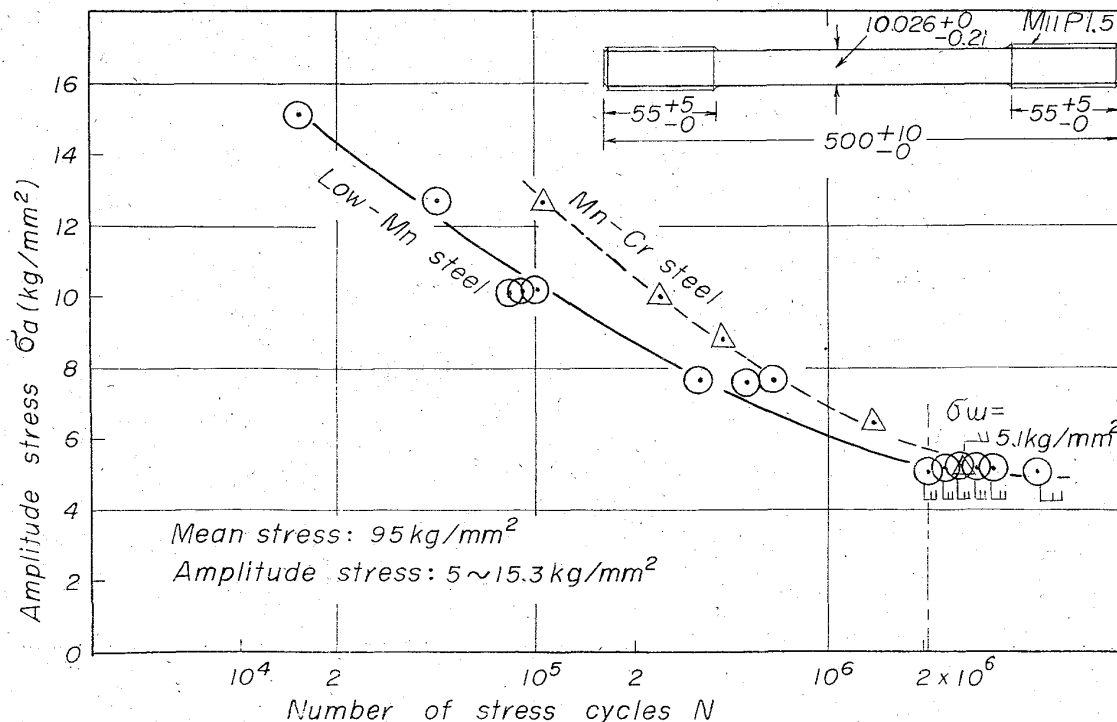


Fig. 5. Results of fatigue test.

severe であること、および、遅れ破壊感受性の大きい鋼材では、さらに 100 hr 遅れ破壊強度が低下することを考えると、低 Mn 鋼を、高張力鋼として十分実用化される。

3.3 疲労試験

Fig. 5 に、部分片振り疲労試験結果を示す。

一般に土木業界などで、使用される高張力鋼棒は、高応力負荷で使用される場合が多く、そのため、平均応力を 95 kg/mm² ($\sigma_{0.2} \times 70\%$) とし、振巾応力を種々変えて、部分片振り疲労試験を行なったものである。

低 Mn 鋼は、比較材として選んだ、Mn-Cr 鋼よりも、振巾応力の高い部分での破断繰返数は低いけれども、 2×10^6 回疲労限は、いずれも等しく、5 kg/mm² となった。(耐久限度線図を作成し、両振りの疲労限を求めるとネジ部で、15 kg/mm² 程度と推定される。)

4. 結 言

抗張力 140 kg/mm² 程度以上の、高応力負荷で使用される高張力鋼棒用として、低 Mn 鋼を使用するべく、確性試験を行ない、次の結果を得た。

(1) 焼戻性能については、温度依存性が大きく、わずかの温度変化で、強度は、かなり変化する。

また、抗張力 140 kg/mm^2 の強度は、焼戻温度 400°C 程度で得られ、伸び、絞りともに優れている。

(2) 水中遅れ破壊試験は、実用条件よりも、かなり、severe な条件で行なつたが、比較材として選んだ、Mn-Cr 鋼よりも優れており、高応力負荷で使用する高張力鋼棒としても、十分、実用化され得る。

(3) 両端ネジの形状で行なつた、部分片振り疲労試験結果は、母材部強度を同程度とした。Mn-Cr 鋼と比較して、振巾応力の高い範囲では、破断繰返数は、低 Mn 鋼のほうが低いが、 2×10^6 回疲労限は、いずれも等しい値となつた。

これらの試験結果より、低 Mn 鋼は、高張力鋼棒用として、低合金鋼に代り、十分実用に供せられよう。

文 献

- 1) 山本, 藤田: 鉄と鋼, 51 (1965) 11, p. 2098
- 2) C. S. YEN, S. L. PENBLEBERRY: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 214
- 3) P. KÖVESI, J. V. LEAVERLAND: Iron & Steel Inst., Spec. Rep., 76 (1962), p. 63

(132) 連続冷却変態曲線と陽極分極特性曲線

(Zr 系標準鋼に関する研究—II)

日新製鋼, 周南製鋼所 工博○藤田 春彦
東京大学, 工学部 工博 荒木 透
金属材料技術研究所 中島 宏興

On the Continuous Cooling Transformation Curves and the Potentiostatic Polarization Curves.

(Study of the standard steel contained zirconium—II)

Dr. Haruhiko FUJITA, Dr. Toru ARAKI and Hirooki NAKAJIMA.

1. 緒 言

前報¹⁾において無作為実験により試作溶接用高張力鋼におよぼす各種特殊元素の成分効果を定量的に算出、標準鋼の材質を決定した。さらに、これら Zr 系鋼の一連の材質特性につき試験研究を行なつた結果を報告し、標準鋼および Cu-P-Cr-Zr 系鋼種の連続冷却変態曲線図を作製して、変態組織と生成過程について説明を行なつた。ひき続いて本報ではオーステナイト化温度が変態開始線、終了線など連続冷却変態曲線図におよぼす影響を調べた。さらに変態組織についても若干の考察を行なつた。また、このような特殊鋼準耐食材の腐食試験結果と腐食特性の検討として試みた定電位電解装置による陽極分極特性試験結果について報告する。

2. 実験方法

Zr 系鋼種の変態点を測定し、オーステナイト化温度の影響を求めるためにオーステナイト化温度 950°C での連続冷却変態曲線と 1340°C での連続冷却変態曲線とを求め、変態開始と終了線におよぼす影響を示した。さらに変態組織について電子顕微鏡により検討し考察を加えた。

この系鋼種の耐食性を検討するために、全国的規模で

長期間にわたり大気暴露試験を行なつているが、その腐食生成物の性状を X 線回折により調査した自社で考案した回転式浸漬試験装置で実験した。海水中における腐食試験を行なつた。さらに特殊鋼準耐食材の耐食性能の定量的判定試験法として腐食媒質を海水にとり定電位電解装置で測定を行ない得られた陽極分極特性曲線図による陽極分極特性について腐食性能の評価を行なつた。

この場合測定試料は 1 cm^2 を残し、他の部分を合成樹脂で被覆し、600# に研磨したものをただちに溶液中に浸漬し、5 min 後に自然電極電位を読みとり電位を貴の方向に 0.10 V/2 min で上昇させて試験した。なお照合電極には飽和甘汞電極を、分極測定にはつきのごとき性能の真空管式定電位電解装置を使用した。設定電位: $0 \sim \pm 3 \text{ V}$, 電位精度: $\pm 1 \text{ mV}$ 以内, 電解電流: $\pm 150 \text{ mA}$, 応答速度: $0.1 \sim 0.01/\text{sec}$ である。さらに種々の速度の連続冷却を行なつてえられた異なる組織について同様な陽極分極特性曲線図を作製し、変態組織の差による鋼質の耐食性について検討を行なつている。

3. 実験結果と考察

3.1 オーステナイト化温度の連続冷却変態図におよぼす影響および組織について

Fig. 1 に示すように、Cu-P-Cr-Zr 系鋼 (N2 鋼) をオーステナイト化温度 950°C および 1340°C から連続冷却した熱処理用および溶接用連続冷却変態曲線図を作製し、オーステナイト化温度の影響を検討した。後者は高温からの冷却であり、オーステナイト化温度が高いためにフェライト、 Z_w (中間段階)、パーライト変態の開始線はそれぞれより低温側にずれ、また開始時間は遅れ長時間側に移行しているのがわかる。これはオーステナイト化温度が高いために、オーステナイトの均質化が促進され、変態の核発生が減少することなどによると考えられる。熱処理用の連続冷却変態において、オーステナイト粒界から生成する初析フェライトの開始線と細かい針状のフェライトを主体とする Z_w 組織の開始線との間に、比較的大きい Widmannstätten 状のフェライトが生成する温度範囲がある。この Widmannstätten 状のフェライトをフェライト領域に入れるか、または Z_w 領域に入れるべきか、については疑問があるので、C.C.T 図ではその生成開始線を破線で示した。Photo. 1 は Fig. 1 で 653°C , 10 sec より水冷して変態を中止させた時



×400 (9/10)

Photo. 1. Microstructure of N_2 steel which cooled continuously and then quenched rapidly from 653°C , 10 sec.