

の発生が認められたに過ぎなかつた。さらにプリスターの発生しやすい試料について濃度、時間、温度を変えて試験したがインヒビター非添加では 73 群/m² に対し 14, 15, 20 群の低い発生率であつた。このことは実際生産に当りプリスター発生による表面品質不良を防止し、通常の鋼板ではまず発生のないことを示した。

4) インヒビターを添加してきわめて正確に測定した酸洗減量の小実験と現場で行なつた測定に差の無いことが判つた。すなわち厚み 1.6mm 鋼板のとき、小実験では減量率 0.51% に対し ton 実験では 0.53%, 0.55% を得た。3.2mm 鋼板ではそれぞれ 0.41% と同値を得た。ことことは現場酸洗では小実験よりも苛酷な条件であつたが、インヒビターの効果が良く保持されているものと判断された。

IV. 結 言

本報告では極軟鋼板の batch 式酸洗にさいして、酸洗面の粗度、黒化、プリスターなどの表面品質についてインヒビターの与える効果を検討したがつぎのごとくいえる。

生地肌粗度 3~4 μ を有する黒皮鋼板の硫酸酸洗にさいして、インヒビターを使用しない場合、固有粗度を荒さず同時に黒化しない酸洗条件範囲を明らかにし、インヒビターを使用することにより範囲を拡大しても良く固有粗度を保持し白上り肌を得ることができることを示した。また同時にインヒビターはプリスターの発生を無くし、酸洗減量ではほとんど地鉄を損傷せしめないことを明らかにした。

文 献

- 1) 佐藤剛, 河端利吉: 鉄と鋼, 44 (1958), No. 3, p. 150
- 2) 渡辺沢 C. A. EDWARDS: 軟鋼の組織と性質 (1955), p. 141
- 3) 金属表面技術便覧: (1958), p. 44

(136) 再現熱影響部延性試験と高張力鋼の溶接性

金属材料技術研究所 理博 鈴木 春 義
運輸技術研究所 ○田 村 博

Weldability of High-Strength Steels Evaluated by Ductility Test on Synthetic Heat-Affected Zone.

Dr. Haruyoshi SUZUKI and Hiroshi TAMURA.

I. 結 言

高張力鋼の溶接性のもつとも基本的因子は割れや延性低下などの溶接熱影響部に関連した諸性質である。著者らはこれらの性質を考究するには溶接熱影響部の機械的性質、とくに延性を調べることがもつとも重要との予測のもとに、特殊な電子管制御を用いた再現装置を試作して実際の溶接熱サイクルを丸棒試験片に再現して人工的な熱影響部を作り、これらの引張試験結果から溶接熱影響部の伸びや絞りを推定するいわゆる再現熱影響部延性試験を確立した。

これまでに得られた結果では、この再現熱影響部の延性は高張力鋼のビード曲げ延性や割れ感受性ときわめて密接な関連性を有する点が示されている²⁾。本報では本再現試験によつて Mn-Si, Mn-V-(Ti) とその改良型ならびにそのほかの低合金鋼計 15 種の鋼材の溶接性を比較し、これらを従来の諸鋼材についての結果と総括検討した結果を述べる。

II. 実 験 方 法

所定の鋼板から Fig. 1 (a) に示す直径 7mm の丸棒試験片を削り出し、これに大電流を連続通電することにより最高加熱温度 1350°C まで急速加熱後、水冷または窒素ガス冷却と試験片の過冷を防ぐための小電流による断続通電によつて所定の溶接熱サイクルを忠実に試験片に再現しうるようにした。この間加熱および冷却熱サイクルはカム操作による電子管制御方式により自動的調整を行なつた。

Fig. 1 の曲線は再現した各熱サイクルを示す。これらは図中に示すように板厚 20mm の鋼板上に溶接ビードをいろいろの溶接条件で置いた場合のビード直下のもつとも硬化して割れなどを起しやすいボンドの部分の熱変化を実測の結果求めたものである。図には各熱サイクルの 540°C で求めた冷却速度と 870°C から 300°C までの冷却に要する時間を示した。最小冷却速度 4°C/s は鋼板を 300°C に予熱した場合に相当し、最大冷却速度 300°C/s はきわめて短いビードを置いた場合のようない

ちじるしく急冷された条件に相当し、100% マルテンサイト組織の得難い一部の鋼材に適用した。

再現試験片は Fig. 1 (b) の形状に加工後引張試験を行ない、降伏点、引張強さ、伸び(L/D = 7 および 4) および絞り求めた。

III. 使用鋼材

実験に使用した鋼材の成分などを Table 1 に示した。これらは大要次の 4 系統の高張力鋼に大別される。

1. Mn-Si 系 50 ならびに 60 kg/mm² 級 (記号 M および N)
2. Mn-V-(Ti) 系 55 kg/mm² 級 (記号 V)
3. 改良 Vanity 系 60 kg/mm² 級 (記号 G)
4. 低 C, Mn-Mo-(Ni) 系 60~70 kg/mm² 級 (記号 L)

IV. 実験結果の概要

実験結果から最高加熱温度が 1350°C に相当する粗粒域熱影響部の機械的性質 (降伏点および引張強さ、伸びおよび絞り) 硬さおよびマルテンサイト量を 540°C における冷却速度に対して求めた 1 例を Fig. 2 に示した。降伏点および引張強さは冷却速度の増加とともに一般に急激に大になるが、一方伸びおよび絞りは逆に減少している。通常これらの傾向は各鋼材によりいちじるしく異なり、以上の関係図から各種高張力鋼の熱影響部の機械的性質の溶接熱の程度の相違に伴う変化、硬化特性および変態特性を容易に推定し、溶接性の比較が可能である。

以上 Table 1 の 15 種の高張力鋼について求めた上記と同様の多数関係図についてその溶接性を比較検討した結果を要約するとつぎのごとくなる。

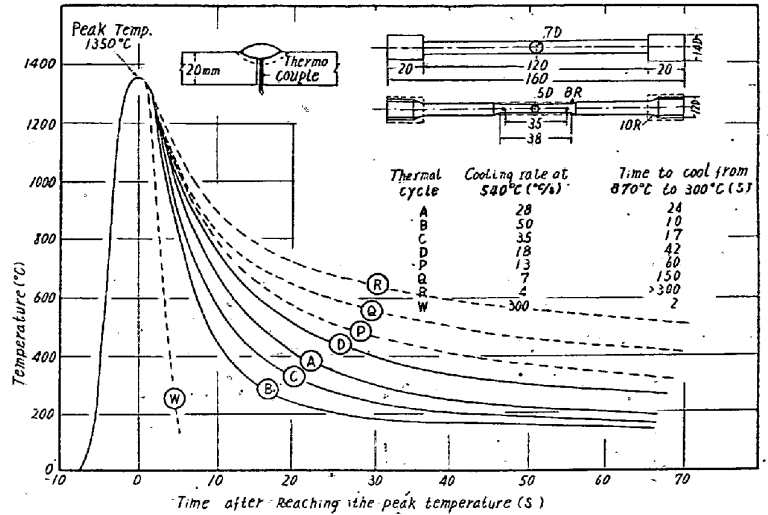


Fig. 1. Relations between test specimens and time-temperature curves applied.

1) Mn-Si 高張力鋼の結果では、C および Mn を低めた 50 kg/mm² 級のはきわめて広範囲の冷却速度範囲で伸びおよび絞りの低下が少なく優れた溶接性を示した。一方 C および Mn 量の高い 60 kg/mm² 程度の Mn-Si 鋼は冷却速度の増加に伴う延性低下がいちじるしく、C および Mn のみにより強度増加を計ることは溶接性をいちじるしく損うためはなほだ不適当なことが知られた (Fig. 2 参照)。

2) V 0.10% (Ti 0.02%) 程度を有する Mn-V-(Ti) 鋼の熱影響部の性質は、硬化性および強度増加については同程度の C, Mn を有する Mn-Si 鋼よりやや大きい。延性は同程度の硬化性を有する Mn-Si 鋼と大差ない。また Mn 1.41%, V 0.14% を有する鋼の延性もほかの鋼と比べていちじるしい劣化が見られない。ただ C 0.20% 程度のものはマルテンサイトの生成に伴

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Steels	Check analysis												T. S. (kg/mm ²)	Test plate conditions
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Al		
M 6	0.12	0.71	1.16	0.020	0.020	0.18	0.04	0.03	0.01	0.01	0.002	0.055	52.2	As rolled
N 1	0.18	0.50	1.54	0.022	0.022	0.20	0.04	0.04	0.01	0.01	—	0.047	59.4	
N 3	0.20	0.23	1.38	0.017	0.006	0.15	0.10	0.04	—	—	—	—	60.1	
V 1	0.15	0.62	1.28	0.010	0.012	0.14	0.05	0.03	—	0.10	0.02	0.040	58.7	Normalized
V 2	0.16	0.41	0.95	0.014	0.007	0.28	0.10	0.14	—	0.13	—	0.035	54.6	
V 3	0.21	0.53	0.62	0.011	0.007	0.24	0.18	0.08	—	0.10	—	0.016	56.8	
V 4	0.16	0.46	1.12	0.021	0.015	0.17	0.19	0.11	tr.	0.09	0.03	0.025	55.1	As rolled
V 5	0.14	0.38	1.26	0.029	0.011	0.21	0.18	0.12	tr.	0.10	—	0.037	56.6	
V 6	0.14	0.31	1.41	0.013	0.012	0.18	0.06	0.06	tr.	0.14	0.01	—	58.5	
G 1	0.16	0.36	1.06	0.010	0.009	0.20	0.60	0.24	0.15	0.14	0.034	0.027	67.8	As rolled
G 3	0.16	0.53	1.34	0.012	0.010	0.20	0.45	0.09	0.01	0.10	—	0.024	70.9	
G 4	0.18	0.34	1.27	0.023	0.018	0.15	0.07	0.15	0.01	0.23	—	0.03	64.2	
L 1	0.10	0.40	0.98	0.013	0.003	0.59	0.81	—	0.23	—	—	0.010	61.4	Normalized
L 2	0.12	0.45	1.47	0.012	0.006	—	0.05	0.07	0.32	0.014	tr.	—	65.6	
L 3	0.10	0.45	1.62	0.014	0.007	—	0.08	0.08	0.32	0.016	tr.	—	69.7	

ないいちじるしい脆化を示した。

3) Mn-V-(Ti) 鋼のV量を増したのもの、あるいは少量のNi, Moなどを添加して強度を高めた改良Vanity鋼は前者に比して溶接硬化がさらに大で、冷却速度の増加に伴ない延性の低下が見られた。その程度は鋼材でいちじるしく異なるが、Ni, Mo, Vなどの少量の添加は、延性をいちじるしく損うことなく強度を高めるに著効のようである。ただしV 0.2%以上の増加は熱影響部の延性を低下せしめ溶接性を損うようであった。

4) 0.10~0.12%程度のC量を有するMn-Mo-(Ni)系60~70kg/mm²級低合金鋼では冷却速度の増加に伴ない熱影響部の延性の急激な低下が少なく良好な成績を示した。ただMn量のいちじるしい増加はかかる低Cのものではやはり硬化性をいちじるしく増し、伸びおよび絞りを小さくするから好ましくない。

V. 総括

なお以上の再現熱影響部延性試験結果から熱影響部の延性と組織、成分などの関係について検討した結果を総括するとつぎのごとくである。

- 1) 再現熱影響部の延性と組織、とくにフェライトの消失する冷却速度F₀、同じくマルテンサイトの消失する冷却速度M₀および50%マルテンサイトに相当する冷却速度M₅₀との関係を比較した。M₀は延性の低下し始める冷却速度に相当するが、多くは延性がまだ充分である。一方F₀およびM₅₀はともに延性低下の冷却速度の基準値を示すが、鋼種ではかなり異なる。
- 2) 熱影響部の延性低下は必ずしもマルテンサイト量のみで定まらず、そのC%のいかんが重要な因子である。一般にC<0.12%の熱影響部は100%マルテンサイト組織でも優れた延性を示すが、C>0.18%ではマルテンサイトの増加でいちじるしく延性が低下した。

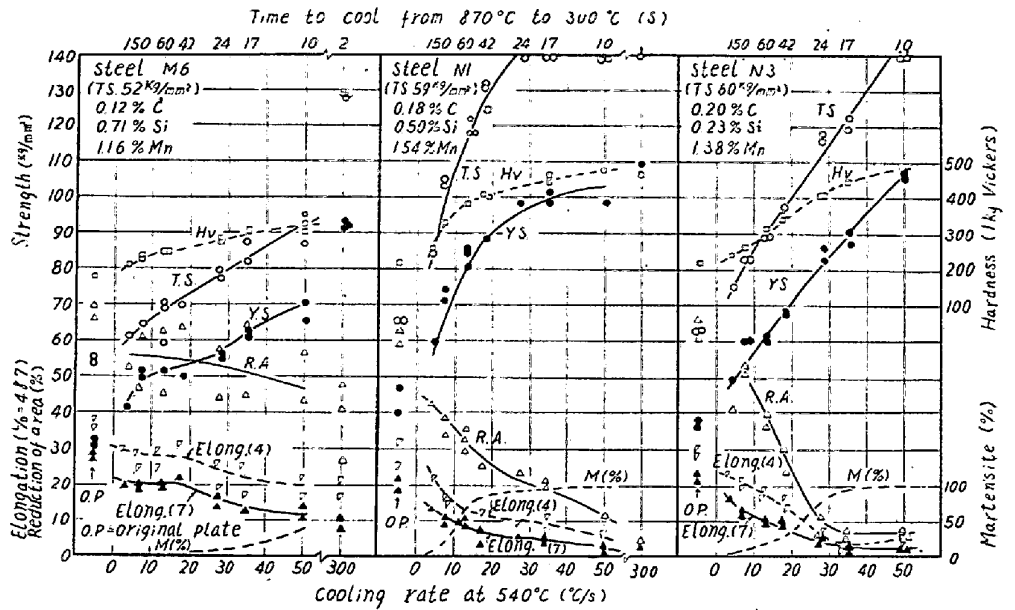


Fig. 2. Results of synthetic HAZ tensile test of Mn-Si high-strength steels, M6, N1 and N3.

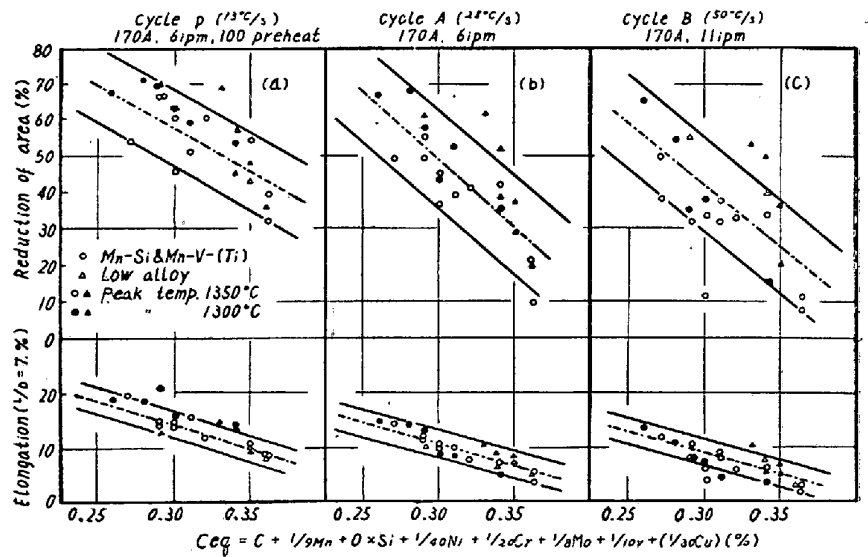


Fig. 3. Correlation of synthetic HAZ ductility with newly introduced equation of the equivalent carbon content.

3) 再現熱影響部の延性に対する合金元素の影響はCの効果をさらに重視して新しく導いたつぎの等価炭素量の式がきわめて合理的なことを確めた (Fig. 3 参照)。

$$C_{eq}(\text{熱影響部の延性}) = C + 1/9 \text{ Mn} + 0 \text{ Si} + 1/40 \text{ Ni} + 1/20 \text{ Cr} + 1/8 \text{ Mo} + 1/10 \text{ V} + (1/30 \text{ Cu}) (\%)$$

Cu は ≥0.5% のみ適用。

文献

- 1) 鈴木, 田村: 溶接学会誌, 27 (1958) 12, p. 723 ~729
- 2) 鈴木, 田村: 金材研英文報告, 2 (1959) 11, p. 119~125