

Charakterystyka mikrostruktury i własności materiałów stosowanych do wyrobu kling szermierczych

Robert Karpiński , Adam Kokosza 

AGH Akademia Górniczo-Hutnicza, Wydział Inżynierii Metali i Informatyki Przemysłowej, Kraków

Streszczenie: W pracy przedstawiono wyniki analizy mikrostruktury, własności i stanu naprężeń w klingach szermierczych wykorzystywanych podczas treningów nowoczesnej szermierki klasycznej. Badania wykonano na trzech klingach od producenta 1 po różnych etapach ich eksploatacji (nowa, eksploatowana, zniszczona) oraz na jednej klindze od producenta 2, która uległa zniszczeniu. Dzięki zastosowanym metodom badawczym określono, jak pod wpływem ich eksploatacji zmienia się stan naprężeń w klingach oraz w jaki sposób przebiega degradacja ich powierzchni. Wyciągnięto także pewne wnioski na temat ich obróbki cieplnej oraz różnicy pomiędzy procesami produkcyjnymi różnych producentów.

Słowa kluczowe: szpada, szermierka, klinga, stal sprężynowa, mikrostruktura, metoda szumów Barkhausena, SEM, pomiary twardości

CHARACTERIZATION OF MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF MATERIALS USED IN FENCING BLADES

Abstract: This paper is dedicated to the analysis of the microstructure, properties and stress states of fencing blades used in modern classical fencing trainings. The research has been conducted on three blades from manufacturer 1 after three different stages of exploitation (new, used and destroyed) and on one destroyed blade from manufacturer 2. Thanks to the applied research methods, the change in stress states and the degradation of the surface of the blades has been evaluated. Some conclusions about their heat treatment and differences in the manufacturing methods between different manufacturers have been made as well.

Keywords: smallsword, fencing, fencing blade, spring steel, microstructure, Barkhausen noise analysis, SEM, hardness tests

1. Wprowadzenie

Zarówno podczas treningów, jak i zawodów szermierczych, pod wpływem kontaktu z bronią czy ciałem przeciwnika, klingi często ulegają znacznemu wygięciu. Wygięcia te najczęściej mają charakter sprężysty, ale w skrajnym wypadku mogą okazać się trwałe. Badania na temat takich obciążeń (Kibaroglu i in. 2017) wykazują, że naprężenia działające w warstwie wierzchniej klingi podczas starcia mogą być bardzo wysokie, co przy cyklicznym charakterze wygięć może prowadzić do pojawienia się pęknięć, szczególnie w miejscach takich jak wyszczerbienia lub obszary silnie zdeformowane.

W innych pracach jako przyczynę zniszczenia podaje się energię odkształcenia oraz szczątkowe odkształcenia plastyczne (Vivaldi i in. 2018) lub akumulację mikrouszkodzeń związanych ze zmęczeniem niskocyklowym (Jiang i in. 2022). Przykładem niebezpieczeństw wynikających z niekontrolowanego zniszczenia broni podczas zawodów jest tragiczna śmierć sowieckiego szermierza Władimira Smirnowa w 1982 roku. Szacuje się, że między latami 1980 a 2006 wystąpiło osiem wypadków śmiertelnych powiązanych z szermierką olimpijską na skutek obrażeń spowodowanych ostrą końcówką złamanej broni (Roi i in. 2008).

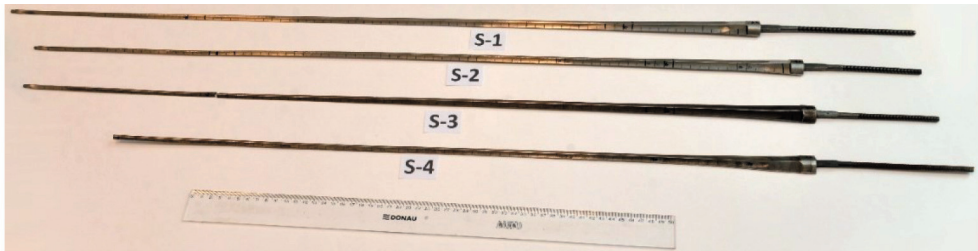
Aby ograniczyć ryzyko niebezpiecznych wypadków, do wyrobu kling stosuje się materiały, które muszą spełnić określone wymogi dotyczące wytrzymałości na rozciąganie, uderności i wytrzymałości zmęczeniowej. Obecnie dwie najczęściej stosowane grupy materiałów na klingi szermiercze to krzemowe stale sprężynowe (do produkcji broni treningowej oraz broni używanej na zawodach na niskim szczeblu) oraz stale typu maraging (do produkcji broni stosowanej na zawodach na najwyższym szczeblu, organizowanych pod patronatem Międzynarodowej Federacji Szermierczej FIE – Fédération Internationale d’Escrime) (Smallman i in. 1999).

O ile klingi ze stali typu maraging zostały dokładnie opisane w regulaminie FIE i wymagania dotyczące ich użytkowania są znane, o tyle odnośnie do kling ze stali sprężynowych nie ma takich warunków poza wewnętrznymi wymaganiami wytwórców.

Zdaniem autorów opisane w niniejszej pracy badania pozwolą na lepsze poznanie zagadnień dotyczących naprężeń, mikrostruktury i potencjalnych przyczyn niszczenia kling wykonywanych z tej grupy materiałów, tj. ze stali sprężynowych.

2. Materiał do badań

Do badań dostarczono cztery klingi (rys. 1) wykorzystywane na treningach nowoczesnej szermierki klasycznej: trzy klingi jednego producenta po różnych etapach eksploatacji (S-1, S-2, S-3) oraz jedną zniszczoną klingę od drugiego producenta (S-4).



Rys. 1. Dostarczone do badań klingi szpadowe

W tabeli 1 zestawiono natomiast wyniki analizy składu chemicznego każdej z czterech kling. Badania te zostały przeprowadzone za pomocą spektrometru iskrowego WAS Foundry-Master.

Tabela 1

Wyniki analizy składu wykonane za pomocą spektrometru iskrowego WAS Foundry-Master

Oznaczenie	Fe [% mas.]	C [% mas.]	Si [% mas.]	Mn [% mas.]	P [% mas.]	S [% mas.]	Cr [% mas.]	Ni [% mas.]
S-1	reszta	0,44	1,63	0,66	0,02	0,02	0,17	0,11
S-2	reszta	0,39	1,65	0,65	0,04	0,04	0,08	0,04
S-3	reszta	0,35	1,60	0,65	0,02	0,02	0,09	0,05
S-4	reszta	0,25	1,72	0,78	0,03	0,01	0,19	0,10

Jak widać, badane klingi cechują się średnią, a nawet niską, zawartością węgla oraz podwyższoną zawartością krzemu. Zwraca uwagę to, że skład chemiczny klingi S-4 różni się od pozostałych. W klindze tej stwierdzono wyraźnie najmniejszą zawartość węgla (0,25%) i jednocześnie największą zawartość krzemu (1,72%), co potwierdza, że pochodziła ona od innego dostawcy. Wyniki analizy pozwalają na zaklasyfikowanie materiału, z którego zostały wykonane klingi, jako prostych stali sprężynowych typu 60S2A (PN-H-84032:1974), ale z obniżoną zawartością węgla – na poziomie 0,25–0,44% mas.

3. Metodyka

Podczas badań wstępnych oceniono naprężenia w warstwie wierzchniej całych kling. Za pomocą metody Barkhausena i urządzenia Stresscan 500C zmierzono wartość parametru magnetosprężystego (MP) na całej ich długości. Parametr taki zależy od mikrostruktury i stanu naprężeń w materiale. W przypadku materiałów twardych lub przy wysokim poziomie naprężeń ściskających wartość tego parametru jest niska i rośnie ze spadkiem twardości i wzrostem naprężeń rozciągających (Stresstech 2023).

Na potrzeby dalszych badań klingi zostały pocięte. Wycięte z nich próbki zostały wykorzystane do szczegółowych badań powierzchni bocznej, a w przypadku kling S-3 i S-4 również do analizy przełomów. Badania te wykonano przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego PHENOM XL.

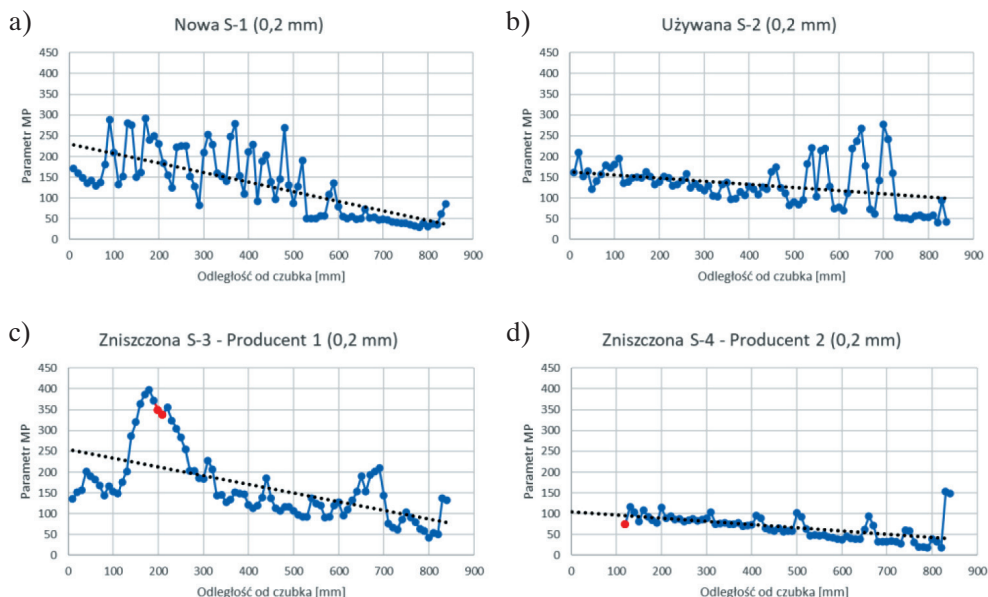
W dalszej kolejności wycięte próbki poddano badaniom metalograficznym. W tym celu próbki zostały zainkludowane, a następnie wyszlifowane i wypolerowane. Jako odczynnik trawiący wykorzystano 4-procentowy Nital. Badania mikrostruktury wykonano za pomocą mikroskopu świetlnego Zeiss AxioVert 200 MAT przy wykorzystaniu obiektywów o powiększeniu $5\times$, $20\times$ oraz $100\times$.

Po badaniach mikrostruktury na wszystkich zglądach poprzecznych próbek wyciętych z kling wykonano pomiary twardości metodą Vickersa. Do badań tych wykorzystano twardościomierz HPO 250 z obciążeniem 20 kg.

4. Wyniki badań i ich dyskusja

4.1. Ocena stanu naprężeń – pomiary parametru MP

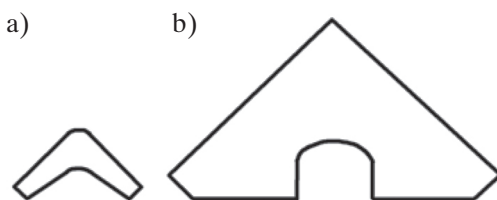
Na rysunku 2 zestawiono wyniki pomiarów parametru MP na długości kling w stanie dostawy (niepociętych) dla głębokości 0,2 mm. Dodatkowo na każdym z wykresów zaznaczono linię trendu parametru MP. Na zniszczonych klingach S-3 i S-4 na czerwono zaznaczono wyniki pomiarów najbliższej przełomu.



Rys. 2. Zestawienie wyników pomiarów parametru MP na głębokości 0,2 mm kling w stanie dostawy

Zauważyć można, że parametr MP w nieużywanej klindze S-1 (rys. 2a) zmienia się od ok. 180 na czubku do ok. 35 przy rękojeści. Ze względu na geometrię klingi i specyfikę technologii jej wykonania, a w szczególności jej obróbkę cieplną (hartowanie), parametr MP powinien wzrastać w kierunku rękojeści, ponieważ niższa twardość rzutuje na zwiększoną wartość parametru MP (Nahak 2017). Tymczasem pokazane na rysunku 4 zmiany mają trend odwrotny. Najbardziej prawdopodobne są trzy przyczyny takiej sytuacji:

- 1) Geometria klingi. Pomimo spodziewanej największej twardości przy czubku, związanej z hartowaniem i wytworzeniem się w tym obszarze martenzytu oraz powstaniem największych naprężeń ściskających (niski parametr MP), kształt klingi zwracający się w stronę czubka sprawia, że w „cienkiej” części trudno jest zachować bardzo duże naprężenia ściskające. Najprawdopodobniej, z powodu niskiego ilorazu objętości materiału i powierzchni, naprężenia takie w tej części klingi ulegają częściowej relaksacji.
- 2) Wycięty rowek na kabel sygnalizacyjny. Ten element jeszcze bardziej obniża iloraz objętości materiału i powierzchni, ponieważ objętości ubywa, a powierzchnia jest w większym stopniu rozbudowana. Sprawia to, że naprężenia ściskające mogą być generowane w jeszcze mniejszej objętości materiału (por. rys. 3), przez co łatwiej są rozpraszane.
- 3) Obróbka wykończeniowa przez szlifowanie. Proces ten powoduje zazwyczaj powstanie w materiale naprężeń rozciągających (Tota i in. 1994).



Rys. 3. Geometria przekroju poprzecznego klingi w jej różnych częściach:
a) przy czubku; b) przy rękojeści

Na rysunku 2a można również zauważyć, że w odległości od ok. 80 mm od czubka aż do ok. 520 mm występują skokowe zmiany parametru MP. Można przypuszczać, że przyczyną takich zmian jest także specyfika procesu produkcji, np. związana z technologią kucia klingi lub sposobem jej szlifowania.

Pokazany na rysunku 2a wykres parametru MP traci swój skokowy charakter w części najbardziej zbliżonej do rękojeści (ponad 600 mm od czubka) i przyjmuje charakter niemal liniowy. Warto przypomnieć, że ta część klingi jest najszersza (por. rys. 1), a rowek najwęższy w stosunku do przekroju. Liniowy charakter wykresu można zatem powiązać z mniejszym wpływem procesu frezowania rowka na naprężenia występujące w tej części klingi.

Na rysunku 2b pokazano zmiany parametru MP na kładzie S-2 od producenta 1 użytkowanej przez ok. 24 miesiące. Zależność ta różni się znacząco od tej pokazanej na rysunku 2a. Przede wszystkim zauważyć można, że zależność nie ma już skokowego charakteru w części klingi pomiędzy czubkiem a punktem oddalonym o 500 mm. Może to być związane z częstym plastycznym wyginaniem klingi podczas treningów (Kibaroglu i in. 2017). Klinga po odkształceniu jest zazwyczaj ręcznie naprostowywana, co wprowadza do niej dodatkowe naprężenia, które prawdopodobnie kompensują naprężenia związane z wytwarzaniem.

Należy też zauważyć lokalny wzrost wartości parametru MP w części zbliżonej do rękojeści oraz skokowy charakter wykresu w tym obszarze. Można przypuszczać, że jest on związany z ze sposobem posługiwania się szpadą i stawiania zasłon, bowiem ta część klingi często używana jest do parowania natarć przeciwnika. Może to powodować liczne drobne odkształcenia i wyszczerbienia, co również wpływa na lokalną relaksację naprężeń względem ich poziomu po procesie produkcji (por. rys. 2a).

Pokazany na rysunku 2c wykres ilustrujący zmiany parametru MP w zniszczonej kładzie S-3 różni się zasadniczo od wykresów na rysunkach 2a i 2b. Najważniejszą różnicą jest silny wzrost parametru MP w bezpośrednim sąsiedztwie przełomu. Najprawdopodobniej jest to efekt całkowitej relaksacji naprężeń ściskających w tym obszarze, który następuje w momencie złamania klingi.

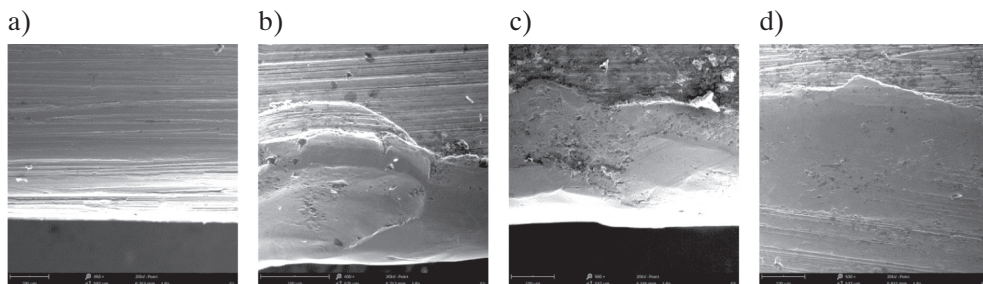
W kładzie S-4 (rys. 2d) wartości parametru MP są znacząco niższe, zmieniając się od ok. 70 przy przełomie do ok. 10 przy rękojeści z nielicznymi lokalnymi skokowymi zmianami. Z jednej strony tak niskie wartości MP wskazywać mogą na większą twardość klingi, z drugiej – na znacznie większy poziom naprężeń ściskających w kładzie S-4 w porównaniu z klingami S-1, S-2 i S-3. Równocześnie zauważalnie inny charakter wykresu sugeruje różnice w procesie produkcyjnym, potwierdzając, że klinga ta pochodzi od innego producenta i, jak wynika z tabeli 1, wykonana jest z innego materiału.

4.2. Analiza powierzchni kling na skanującym mikroskopie elektronowym

Na rysunku 4 pokazano obrazy powierzchni bocznej wszystkich badanych kling, które ujawniono przy użyciu skanującego mikroskopu elektronowego na próbkach wyciętych ok. 200 mm (klingi S-1, S-2 i S-3) lub ok. 120 mm (klinga S-4) od wierzchołka i zarejestrowano przy powiększeniach z zakresu 400–500×.

Obserwacje SEM potwierdzają, że klinga S-1 jest klingą nową (nieużywaną). Na rysunku 4a widać, że na jej powierzchni widoczne są wyłącznie rysy po szlifowaniu.

Na obrazie krawędzi klingi używanej S-2 (rys. 4b) nie widać już rys po szlifowaniu, a jedynie płaskie, silnie odkształcone obszary wskazujące na płynięcie materiału od krawędzi ku górze. Jest to prawdopodobnie efekt wielokrotnych zderzeń z innymi klingami podczas starć szermierczych. Co ważne, wewnątrz odkształconych obszarów pojawiają się zauważalne mikropęknięcia, co przy dalszym użytkowaniu może powodować poważniejsze wyszczerbienia również prowadzące do zniszczenia.

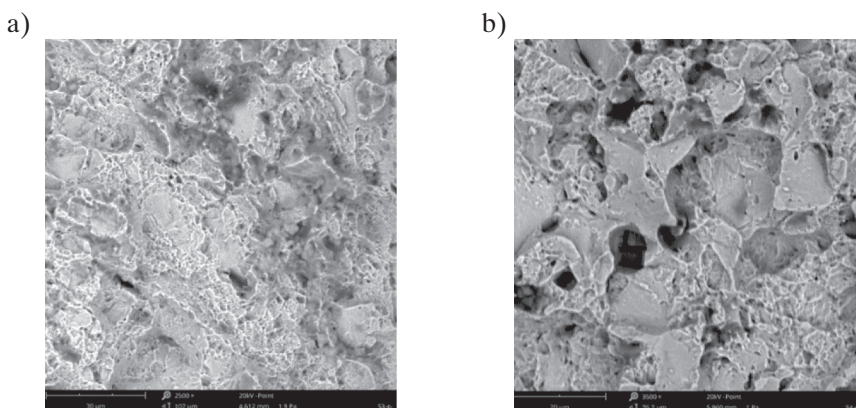


Rys. 4. Fotografie SEM okolic krawędzi kling: a) S-1; b) S-2; c) S-3; d) S-4

Podobnie do poprzedniej wygląda pokazana na rysunku 4c krawędź klingi S-3 (użytkowanej i zniszczonej). W tym przypadku na odkształconych obszarach widoczne są także wtórne defekty, takie jak mikropęknięcia i wyszczerbienia w odkształconej plastycznie warstwie. Sugeruje to, że klinga ta najprawdopodobniej była dłużej użytkowana.

Krawędź klingi S-4, która również uległa zniszczeniu, ale pochodziła od innego producenta (rys. 4d), także wygląda podobnie do krawędzi klingi S-2. W tym jednak przypadku odkształcona plastycznie warstewka obejmuje większy obszar od krawędzi w porównaniu z obiema wcześniej omówionymi klingami. Jest to najprawdopodobniej skutek nieco mniejszej zawartości węgla w materiale tej klingi, co mogło spowodować łatwiejsze odkształcanie się jej powierzchni podczas starć.

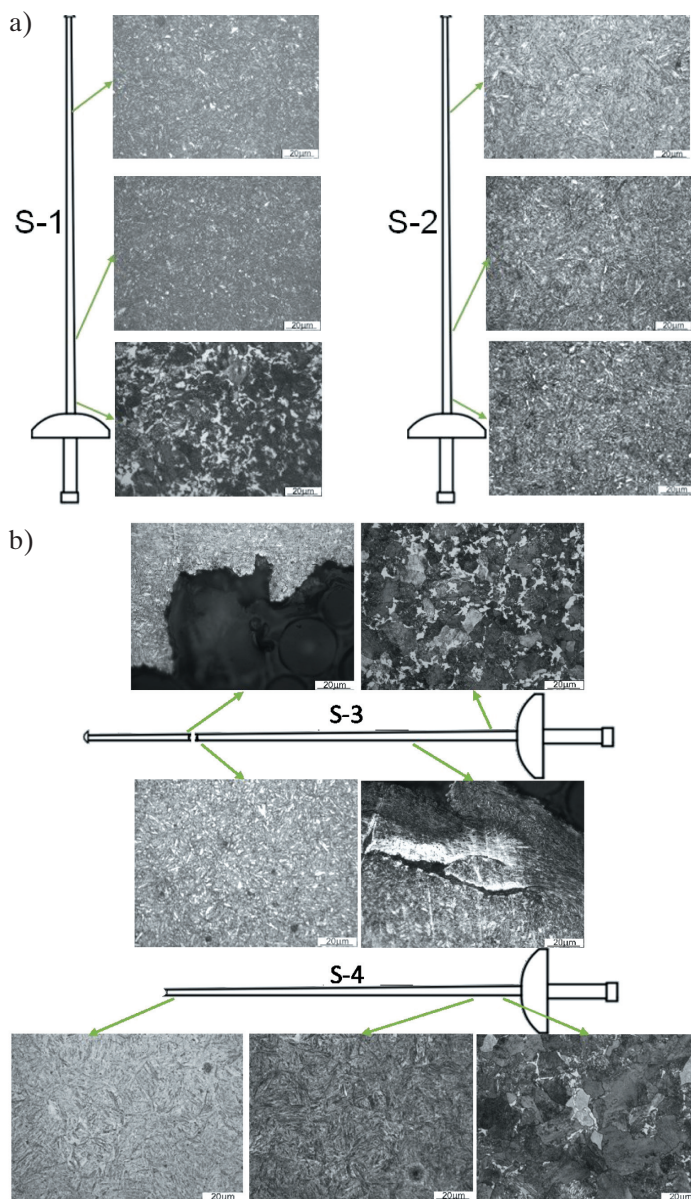
Na rysunku 5 pokazano przełomy, które powstały po złamaniu kling S-3 i S-4. Jak widać na rysunku 5a, w przypadku klingi S-3 przełom ma charakter mieszany, z dominującym jednak udziałem przełomu ciągliwego. Również w przypadku klingi S-4 (rys. 5b) dominuje przełom ciągliwy. Można wprowadzić zauważyć płaskie obszary przełomu, które mogłyby wskazywać na ich kruchy charakter, ale bardziej prawdopodobną przyczyną ich pojawienia się wydaje się „zaklepywanie się” powierzchni nierozwiniętego pęknięcia podczas korzystania z takiej częściowo pękniętej klingi.



Rys. 5. Analiza SEM przełomów złamanych kling S-3 (a) i S-4 (b)

4.3. Analiza mikrostruktury badanych kling

W ramach niniejszej pracy badaniami objęto cztery klingi, z których do dalszych badań wycięto po pięć lub sześć próbek. Na każdej z nich wykonano obserwacje mikrostruktury. W niniejszej pracy ograniczono się do przedstawienia najważniejszych i najciekawszych wyników. Na rysunku 6 pokazano mikrostruktury ujawnione na długości badanych kling.

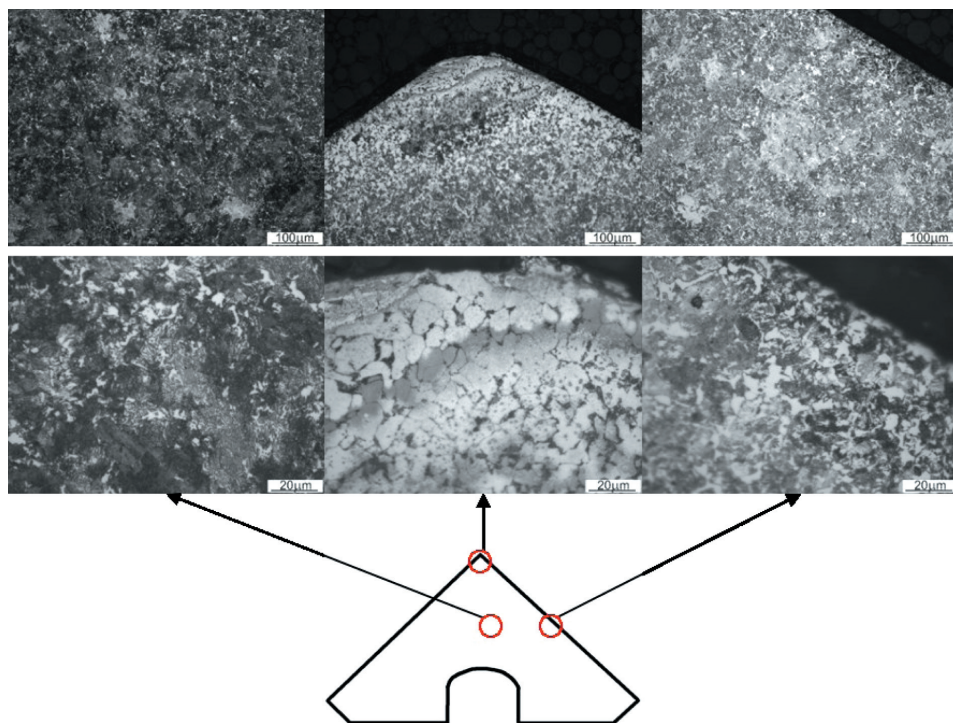


Rys. 6. Mikrostruktura badanych kling: a) niezniszczonych; b) zniszczonych

Jak można zauważyć, w przypadku wszystkich kling od wierzchołka do pewnej odległości od rękojeści występuje jedynie faza o charakterze iglastym, będąca najprawdopodobniej martenzytem odpuszczonym. W przypadku klingi S-4 należy jednak zwrócić uwagę na różnice w morfologii martenzytu względem kling od producenta 1. O ile w przypadku kling S-1, S-2 i S-3 morfologia ujawnionego martenzytu jest zbliżona, o tyle w przypadku klingi S-4 jest ona różna w każdym z miejsc, gdzie ta faza występuje. Wynikać to może z jednej strony z użycia innego materiału (niższa zawartość węgla) (Ji i in. 2011), z drugiej zaś strony może to być efekt innej technologii obróbki cieplnej.

Warto zwrócić też uwagę na zgład wykonany na kładzie S-3 w odległości ok. 600 mm od wierzchołka. Widoczny jest na nich odkształcony plastycznie fragment materiału, który najprawdopodobniej powstał w trakcie użytkowania. Potwierdza to wnioski z obserwacji tej klingi przedstawione na rysunku 2.

W przypadku wszystkich analizowanych kling najciekawsze okazały się obserwacje wykonane na próbkach wyciętych z części położonej najbliżej rękojeści. Najważniejsze wyniki obserwacji próbki wyciętej z klingi S-1 pokazano na rysunku 7.

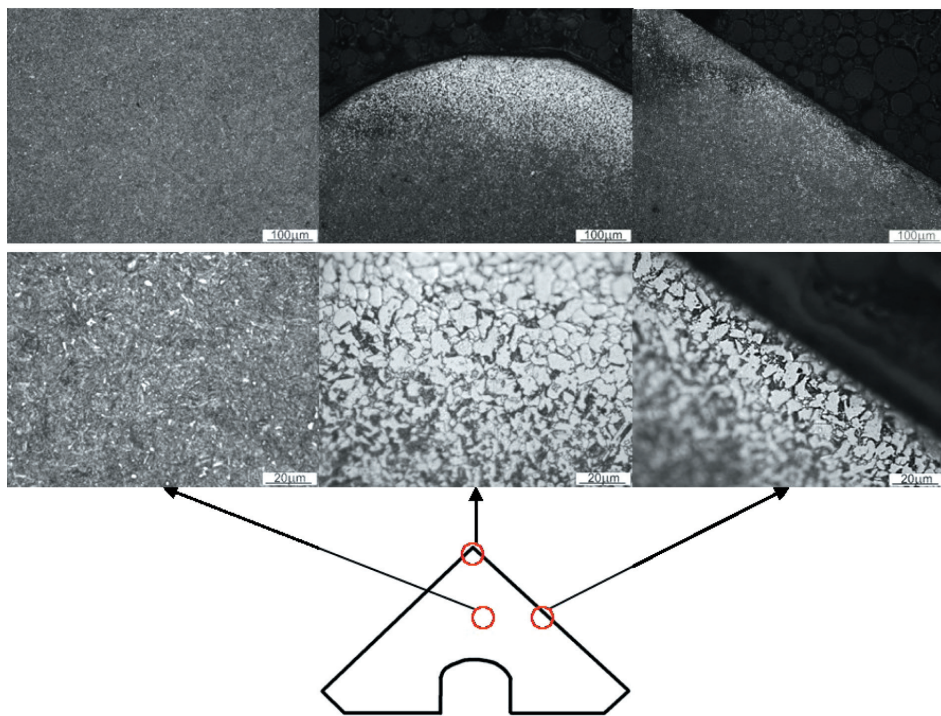


Rys. 7. Mikrostruktury ujawnione na zgładzie poprzecznym w pobliżu rękojeści klingi S-1

Na przekroju tej próbki nie stwierdzono w ogóle struktury martenzytycznej. Dominuje struktura charakterystyczna dla stali podeutektoidalnej, tj. ferrytyczno-perlityczna, z przeważającym udziałem perlitu. Ponadto widać, że mikrostruktura w pobliżu powierzchni na tym fragmencie klingi S-1 jest odwęglona. Szczególnie dobrze widoczne jest to na obszarze w pobliżu krawędzi klingi, gdzie dominuje mikrostruktura ferrytu.

Takie zmiany mikrostruktury sugerują, że – w przeciwieństwie do pozostałej części klingi S-1 (rys. 6) – ten jej fragment nie uległ zahartowaniu podczas obróbki cieplnej. Odwęglenie przy krawędzi wskazuje, że nastąpiło działanie wysokiej temperatury (austenitizowanie), jednak podczas chłodzenia w tym fragmencie klingi na całym przekroju nie osiągnięto prędkości krytycznej, np. na skutek zbyt płytkiego zanurzenia klingi w ośrodku chłodzącym.

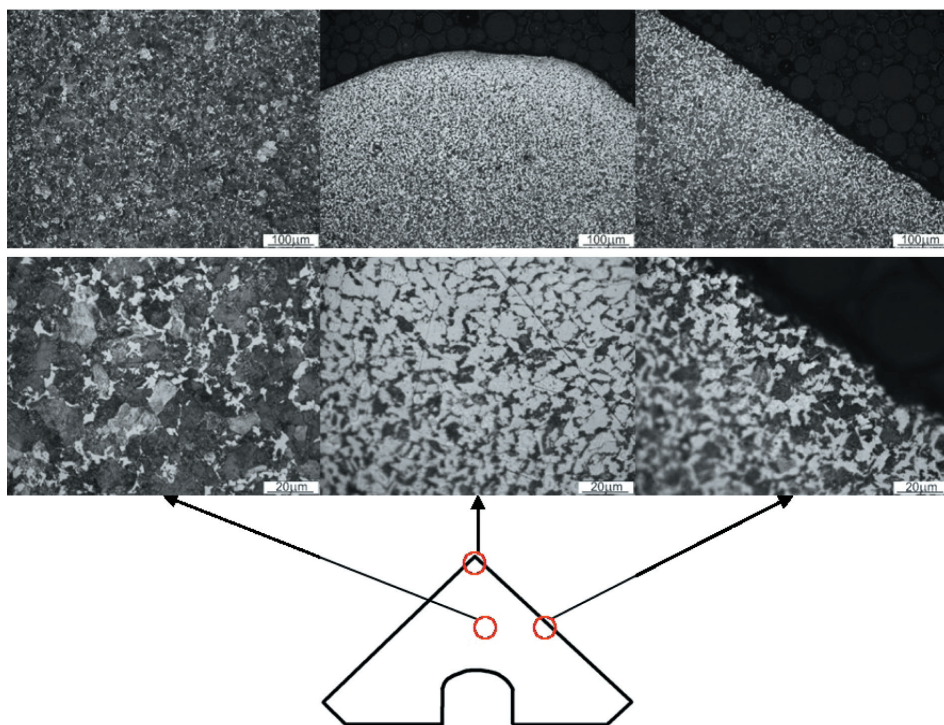
Na rysunku 8 pokazano mikrostrukturę próbki wyciętej w pobliżu rękojeści klingi S-2. Najistotniejszą różnicą w porównaniu z klingą S-1 jest to, że tutaj w rdzeniu klingi wystąpiła mikrostruktura iglasta. Najprawdopodobniej jest to wspomniany już martenzyt, co sugeruje, że podczas obróbki cieplnej w przeciwieństwie do klingi S-1 ta część klingi S-2 uległa zahartowaniu. Wskazuje to na możliwe różnice w wytwarzaniu kling S-1 i S-2, mimo że pochodzą one od tego samego producenta i należą do tej samej linii wyrobów.



Rys. 8. Mikrostruktury ujawnione na zglądzie poprzecznym w pobliżu rękojeści klingi S-2

W tym obszarze klingi S-2 również stwierdzono odwęglenie w pobliżu krawędzi, w którym dominuje mikrostruktura ferrytyczna. Odwęglenie materiału podczas obróbki cieplnej najprawdopodobniej uniemożliwiło zahartowanie tego obszaru klingi, pozostawiając drobne obszary ferrytu przy powierzchni.

Na rysunku 9 przedstawiono zdjęcia mikrostruktur klingi S-3. Można zauważyć, że analogicznie do klingi S-1 mikrostruktura w rdzeniu ma charakter ferrytyczno-perlityczny, a przy powierzchni występuje odwęglenie. Jest ono jednak silniejsze, co może wskazywać na zastosowanie innych parametrów w trakcie obróbki cieplnej tej klingi (Zhang i in. 2013).



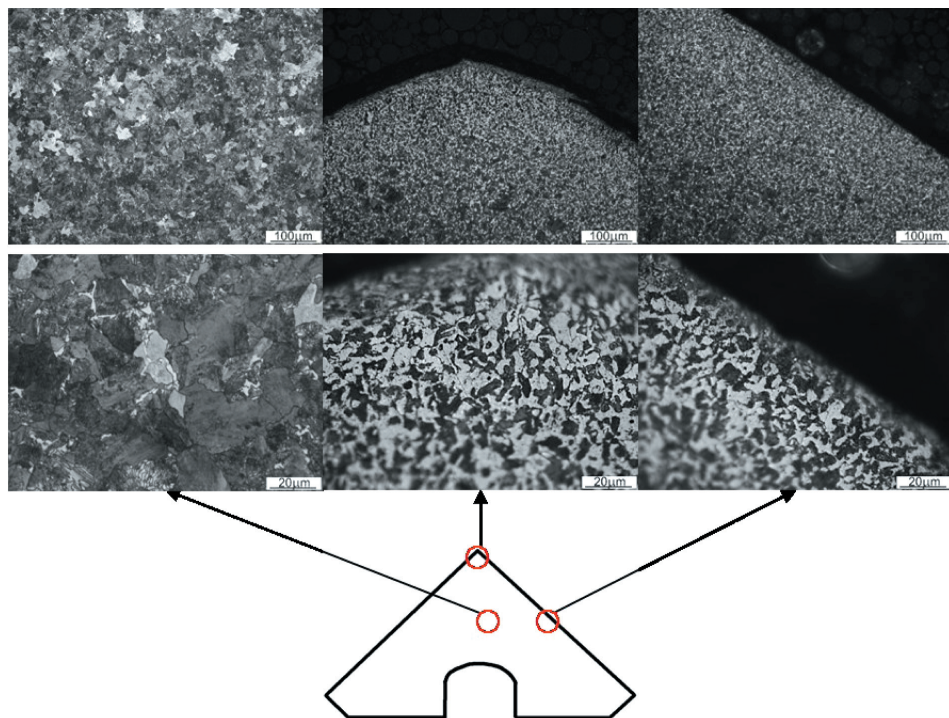
Rys. 9. Mikrostruktury ujawnione na zglądzie poprzecznym w pobliżu rękojeści klingi S-3

Powyższe wnioski pokazują, że proces produkcyjny kling producenta 1 nie jest powtarzalny, bowiem pojawiają się pewne różnice zarówno w sposobie, jak i w parametrach obróbki cieplnej produkowanych kling.

Na rysunku 10 pokazano mikrostruktury w próbce wyciętej najbliżej rękojeści klingi S-4.

Jak widać, tutaj na całym przekroju występuje mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna. Brak efektów koagulacji cementytu wskazuje, że ten obszar klingi S-4

(od producenta 2) był poddawany austenitzowaniu, jednak podobnie jak w klingach S-1 i S-3 również nie był on chłodzony na tyle szybko, aby utworzył się martenzyt.



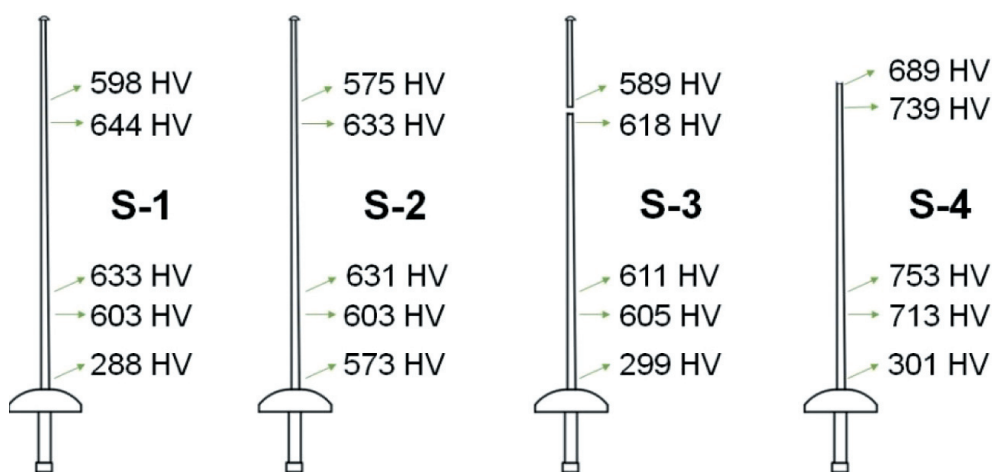
Rys. 10. Mikrostruktury ujawnione na zglądzie poprzecznym w pobliżu rękojeści klingi S-4

Ponadto na pokazanych na rysunku 10 obrazach mikrostruktur widoczny jest znaczny rozrost ziarna w rdzeniu. Kolonie perlitu w tym przypadku są znacznie większe niż w klingach od producenta 1. Jest to zapewne efekt zastosowania wyższej temperatury austenitzowania (Lee i Lee 2008) – co najprawdopodobniej związane było z innym składem chemicznym materiału klingi S-4 i niższą zawartością węgla. W klingie tej wystąpiło również najłabsze odwęglenie obszarów leżących przy powierzchni. Oznacza to, że proces obróbki cieplnej klingi S-4 wyraźnie różni się od procesów obróbki kling S-1, S-2 i S-3, ale – co ważne – w przypadku tej klingi zastosowano skuteczną ochronę przed odwęgleniem.

4.4. Analiza wyników pomiarów twardości

Na rysunku 11 pokazano wyniki pomiarów twardości HV20 na przekrojach poprzecznych wszystkich kling.

Analizując wyniki tych pomiarów dotyczące kling od producenta 1 (klingi S-1, S-2 i S-3), łatwo stwierdzić, że ich twardość pozostaje podobna i spada dopiero w pobliżu rękojeści. W klingach S-1 i S-3 przy rękojeści twardość wynosi ok. 30 HV, co potwierdza ujawnioną w tym miejscu mikrostrukturę ferrytyczno-perlityczną (por. rys. 7 i 9). Pokazany charakter zmian twardości najprawdopodobniej związany jest z technologią obróbki cieplnej kling, tj. hartowania i średniego odpuszczania. Ponieważ klingi mają większe pole przekroju przy rękojeści niż przy wierzchołku, zmienia się również prędkość chłodzenia podczas hartowania, która jest największa przy wierzchołku, co powoduje powstawanie w tym obszarze większej ilości martenzytu.



Rys. 11. Wyniki pomiarów twardości na zglądach poprzecznych badanych kling

W przypadku klingi S-4 również zauważalny jest spadek twardości w kierunku rękojeści, a najniższą twardość ponownie zaobserwowano bezpośrednio przy rękojeści. Co ważne, twardość w tym miejscu na obu klingach jest bardzo zbliżona.

Przede wszystkim stwierdzono wyższą twardość tej klingi, co potwierdza zarówno wyniki wcześniejszych pomiarów parametru MP (rys. 2d), jak i wyniki obserwacji metalograficznych (rys. 6). Dość zaskakujące jest to, że klinga S-4, której analiza składu chemicznego wykazała najniższą zawartość węgla (por. tab. 1), cechuje się najwyższymi twardościami na niemal całej długości. Zapewne jest to efekt obróbki cieplnej, której ta klinga została poddana, tzn. prawdopodobnie została odpuszczona przy niższych temperaturach od kling pochodzących od producenta 1. Spowodowało to z jednej strony osiągnięcie wyższych twardości po obróbce cieplnej, ale mogło to się wiązać ze spadkiem udarności i spowodować jej przedwczesne zniszczenie.

5. Wnioski

- 1) Składy chemiczne badanych kling szermierczych są zbliżone do składu klasycznej stali sprężynowej 60S2A, ale z obniżoną zawartością węgla. Zawartość węgla w stali, z której wykonano klingę S-4 (0,25%) pochodzącą od producenta 2, jest wyraźnie niższa od pozostałych, co wskazuje na różne materiały stosowane do wyrobu kling.
- 2) Porównując zmiany parametru MP na klingach tego samego producenta po różnych etapach eksploatacji, można stwierdzić, że parametr MP zmienia się w trakcie użytkowania klingi. Skoki w części klingi oddalonej od rękojeści zanikają, natomiast bliżej niej pojawiają się nowe. Najprawdopodobniej jest to skutkiem procesów związanych z relaksacją naprężeń i pojawianiem się mikroodkształceń wynikających z uderzania klingi o klingę.
- 3) Na podstawie analizy SEM powierzchni badanych kling można stwierdzić, że przyczyną zużywania kling, zwłaszcza przy ich krawędzi, są mikroodkształcenia powstające na skutek uderzeń o siebie broni. Powodują one powstawanie struktury „łusek” i rozwarstwień w pobliżu krawędzi klingi, które mogą być miejscami зароdkowania pęknięć.
- 4) W mikrostrukturze badanych kling, niemal na całej ich długości, stwierdzono występowanie martenzytu odpuszczonego. Różnice w mikrostrukturze pojawiają się dopiero przy samej rękojeści, gdzie poza klingą S-2 wystąpiła mikrostruktura ferrytyczno-perlityczna. Powyższe obserwacje potwierdzają również pomiary twardości. Oznacza to, że podczas hartowania ten obszar klingi najprawdopodobniej nie był poddawany bezpośredniemu działaniu czynnika chłodzącego. W przypadku klingi S-2 (w odróżnieniu od kling S-1 i S-3) w tym obszarze wystąpiła struktura martenzytyczna, co oznacza, że producent tej klingi stosuje odstępstwa od wyżej opisanej technologii.
- 5) Pomiędzy klingami S-1, S-2 i S-3, pochodzącymi od producenta 1 a klingą S-4 pochodzącą od producenta 2 występują różnice w morfologii martenzytu oraz różnice w jego twardości. Oznacza to, że poza innym materiałem producent 2 zastosował najprawdopodobniej inny wariant obróbki cieplnej, polegający na obniżeniu temperatury odpuszczania.

Literatura

- Ji Y., Liu Z., Ren H., 2011, *Morphology and formation mechanism of martensite in steels with different carbon content*, Advanced Materials Research, vol. 201–203, s. 1612–1618. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.201-203.1612>.
- Jiang H., Shen J., Yao X., Van Horne C., Lu X., Xiong Y., Cha L., 2022, *En-garde! A review of fencing blade material development*, Metals (Basel), vol. 12(2), 236. <https://doi.org/10.3390/met12020236>.

- Kibaroglu D., Baydogan M., Cimenoglu H., Bas B., Yagci C., Aliyeva N., 2017, *Failure analysis of fencing blades*, Journal of Physics: Conference Series, vol. 843, 012009. <http://doi.org/10.1088/1742-6596/843/1/012009>.
- Lee S., Lee Y., 2008, *Prediction of austenite grain growth during austenitization of low alloy steels*, Materials & Design, vol. 29, s. 1840–1844. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2008.03.009>.
- Nahak B., 2017, *Material characterization using Barkhausen noise analysis technique – a review*, Indian Journal of Science and Technology, vol. 10(14), s. 1–10. <https://doi.org/10.17485/ijst/2017/v10i14/109697>.
- PN-H-84032:1974, *Stal sprężynowa (resorowa) – Gatunki*, Polski Komitet Normalizacyjny, Warszawa.
- Roi G.S., Bianchedi D., 2008, *The science of fencing: implications for performance and injury prevention*, Sports Medicine, vol. 38(6), s. 465–481. <https://doi.org/10.2165/00007256-200838060-00003>.
- Smallman R.E., Bishop R.J., 1999, *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, Process, Applications*, 6th ed., Butterworth-Heinemann. <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-4564-5.X5000-9>.
- Stresstech.com, *Stresstech Bulletin 2: The properities of Barkhausen noise*. <https://www.stresstech.com/stresstech-bulletin-2-the-properities-of-barkhausen-noise/> [dostęp: 26.06.2023].
- Tota J., Kokosza A., Pacyna J., 1994, *Badania porównawcze naprężeń po szlifowaniu aparatem Stresscan 500C*, [w:] *XVII Naukowa Szkoła Obróbki Ściernej: Kraków – Myślenice, 8–10 września 1994: Referaty*, Politechnika Krakowska, Kraków, s. 339–346.
- Vivaldi F., Cortese L., Coppola T., Mazzarano A., Nalli F., 2018, *A study on the dynamic structural behavior of Olympic sabres*, Procedia Structural Integrity, vol. 8, s. 345–353. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.12.035>.
- Zhang C., Zhou L., Liu Y., 2013, *Surface decarburization characteristics and relation between decarburized types and heating temperature of spring steel 60Si2MnA*, International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, vol. 20, s. 720–724. <https://doi.org/10.1007/s12613-013-0789-1>.